



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학박사 학위논문

구조용 합금재료의 고효율 레이저-아크 하이브리드 용접특성

Welding Characteristics of Structural Materials by using
High Efficient Laser-Arc Hybrid Welding Method



2016년 8월

한국해양대학교 대학원

기 관 시 스 템 공 학 과

오 재 환

본 논문을 오재환의 공학박사 학위논문으로 인준함.

위원장 공학박사 이 명 훈 (인)

위 원 공학박사 김 영 식 (인)

위 원 공학박사 이 성 열 (인)

위 원 공학박사 조 해 용 (인)

위 원 공학박사 김 종 도 (인)

2016년 06월 22일

한국해양대학교 대학원

목 차

Nomenclatures	iii
List of figures	iv
List of tables	x
Abstract	xi

제 1 장 서론

1.1 연구 배경	1
1.2 연구 동향	4
1.3 연구 목적 및 범위	8

제 2 장 하이브리드 용접법의 이론적 고찰

2.1 두 열원간의 복합 방법	10
2.1.1 하이브리드 열원의 기초	10
2.1.2 레이저-아크 열원간의 복합 방법	15
2.2 레이저- 아크 하이브리드 용접법의 메카니즘과 키홀의 거동	17
2.2.1 레이저 빔과 아크의 상호작용	17
2.2.2 용융지의 동적 거동과 기공의 형성 거동	20

제 3 장 구조용 강재의 아크 및 레이저-MIG아크 하이브리드 용접특성

3.1 서론	22
3.2 실험방법	23
3.2.1 실험재료 및 용접장치	23
3.2.2 비드 및 맞대기 용접방법	25
3.3 실험결과 및 고찰	27
3.3.1 MIG아크 용접시 공정변수 영향	27
3.3.2 레이저 용접시의 공정변수의 영향	44

3.3.3 레이저-MIG아크 하이브리드 비드 용접시 공정변수의 영향	48
3.3.4 레이저-MIG아크 하이브리드 맞대기 용접시 공정변수의 영향	72
3.4 결론	89
 제 4 장 알루미늄 합금재의 레이저-MIG아크 하이브리드 용접특성	
4.1 서론	92
4.2 실험방법	94
4.2.1 실험재료 및 용접장치	94
4.2.2 비드 및 맞대기 용접방법	96
4.3 실험 결과 및 고찰	98
4.3.1 아크 용접 및 레이저 용접시의 공정변수의 영향	98
4.3.2 알루미늄 합금재의 레이저-MIG펄스 아크 하이브리드 용접특성	108
4.3.3 알루미늄 합금재의 레이저-CMT 하이브리드 비드 용접특성	122
4.3.4 알루미늄 합금재의 레이저-CMT 하이브리드 맞대기 용접특성	140
4.4 결론	146
 제 5 장 구조용 합금재의 레이저-아크 하이브리드 용접부 기계적 성질 및 조직 특성	
5.1 서론	148
5.2 실험과 분석방법	148
5.2.1 실험재료 및 용접장치	148
5.2.2 인장시험 및 조직 분석방법	150
5.3 실험 결과 및 고찰	151
5.3.1 강재와 알루미늄 합금재의 기계적 특성	151
5.3.2 강재와 알루미늄 합금재의 미세조직 특성	158
5.4 결론	168
 제 6 장 총괄 결론	170
 참고문헌	173

Nomenclatures

A	Welding current(A)
BPP	Beam parameter product(mm.mrad)
D_{LA}	Distance between center of laser beam and wire center of arc torch(mm)
f	Focal length(mm)
f_d	Defocusing distance(mm)
P_L	Laser power(kW)
Q_g	Flow rate of shield gas from arc torch (ℓ /min)
Q_{gs}	Front shielding gas flow rate(ℓ /min)
Q_{gsb}	Back shielding gas flow rate(ℓ /min)
V	Voltage of electric arc(V)
v	Welding speed(m/min)
α	Angle of welding torch($^\circ$)
α_L	Angle of laser beam($^\circ$)

List of figures

Chapter 2

Fig. 2.1 Current and voltage phases of CMT-pulse mode	12
Fig. 2.2 Electric and thermal conductivity of shield gas at pressure of 1 atm	18
Fig. 2.3 Absorption of a number of metals as a function of laser radiation wavelength ..	18
Fig. 2.4 Interaction between laser induced plasma and arc column in laser-MIG hybrid welding	19
Fig. 2.5 Schematic representations of YAG-MIG hybrid welding phenomena, showing keyhole, bubble generation resulting in porosity and concave surface of molten pool at 240 A	21

Chapter 3

Fig. 3.1 Experimental equipment in disk laser-arc hybrid welding and schematic illustration of process	24
Fig. 3.2 Laser-MIG arc hybrid welding system	26
Fig. 3.3 Schematic illustration for definition of process parameters	26
Fig. 3.4 Photos of bead appearance with torch angles	28
Fig. 3.5 Variations of welding characteristics with torch angles	29
Fig. 3.6 Bead appearances with welding current and speed(MIG DC and Pulse)	33
Fig. 3.7 Arc welding characteristics with welding current and speed(MIG DC and Pulse) ...	34
Fig. 3.8 Bead appearances with welding current and speed(CMT)	35
Fig. 3.9 Comparisons of CMT welding characteristics with welding current and speed ...	36
Fig. 3.10 Aspect ratio between MIG DC mode and pulse mode welding	37
Fig. 3.11 Bead appearances with variant voltage	40
Fig. 3.12 Variations of welding characteristics with variant voltage(DC and Pulse) ..	40
Fig. 3.13 Bead appearances with Ar, He and Ar+CO ₂ shield gas(MIG pulse)	42
Fig. 3.14 Comparison of welding characteristics with shield gas(MIG pulse)	42
Fig. 3.15 Bead appearances with shield gas flow rate(Ar+20 %CO ₂)	43

Fig. 3.16	Variation of welding characteristics with shield gas flow rate(Ar+20 %CO ₂)	43
Fig. 3.17	Comparisons of penetration depth by defocusing distance(SS400, AH36)	45
Fig. 3.18	Bead appearances by defocusing distance(SS400, AH36)	45
Fig. 3.19	Variation of penetration depth with welding power and speed(SS400)	47
Fig. 3.20	Bead appearances with welding power and speed(SS400)	47
Fig. 3.21	Bead appearances with flow rate of back shield gas	49
Fig. 3.22	Variations of welding characteristics with flow rate of back shield gas	49
Fig. 3.23	Bead appearances with D_{LA} and I in hybrid welding($v = 2$ m/min)	52
Fig. 3.24	Variations of penetration depth with D_{LA} and I in hybrid welding($v = 2$ m/min)	52
Fig. 3.25	Bead appearances with D_{LA} and I in hybrid welding($v = 3$ m/min)	53
Fig. 3.26	Variations of penetration depth with D_{LA} and I in hybrid welding($v = 3$ m/min)	53
Fig. 3.27	Comparisons of penetration depth with D_{LA} and v in hybrid	54
Fig. 3.28	Results of estimated bead stability from humping bead with D_{LA} in hybrid welding	54
Fig. 3.29	Bead appearances with effects of welding voltage in hybrid welding	56
Fig. 3.30	Variations of welding characteristics with voltage in hybrid welding	56
Fig. 3.31	Pulse wave forms and arc currents by control of pulse correction in hybrid welding	58
Fig. 3.32	Bead appearances with pulse correction in hybrid welding	59
Fig. 3.33	Variations of welding characteristics with pulse correction in hybrid welding	59
Fig. 3.34	Bead appearances with v and I in hybrid welding($P = 5$ kW)	62
Fig. 3.35	Welding characteristics with speed and current in hybrid welding($P = 5$ kW)	63
Fig. 3.36	Bead appearances with variant I in hybrid welding($P = 5$ kW, AH36)	64
Fig. 3.37	Comparisons of welding characteristics of SS400 and AH36(8 mm ^t)	64
Fig. 3.38	Appearances of humping bead in hybrid welding($P = 5$ kW)	65
Fig. 3.39	Bead appearances with v and I in hybrid welding($P = 6$ kW)	66
Fig. 3.40	Variations of welding characteristics with v and I in hybrid ($P = 6$ kW)	67
Fig. 3.41	Bead appearances with variant I and v in hybrid welding($P = 6$ kW)	68
Fig. 3.42	Welding characteristics with variant I and v in hybrid welding($P = 6$ kW)	69
Fig. 3.43	Bead appearances with variant R_L in hybrid welding	71
Fig. 3.44	Variations of welding characteristics with R_L in hybrid welding	71
Fig. 3.45	Variations of welding characteristics at butt joining in hybrid welding($f_d = -3$ mm,	

$P=5\text{ kW}$	74
Fig. 3.46 Bead appearances of butt joining in hybrid welding($f_d = -3\text{ mm}$, $P=5\text{ kW}$) ..	75
Fig. 3.47 Bead appearances of butt joining in laser only($f_d = -2\text{ mm}$, $P=5\text{ kW}$)	76
Fig. 3.48 Comparisons of butt joining penetration depth at various welding current(I) ...	76
Fig. 3.49 Bead appearances of butt joining in hybrid welding($f_d = -3\text{ mm}$, $P=6\text{ kW}$) ..	77
Fig. 3.50 Variations of welding characteristics at butt joining in hybrid welding($f_d = -3\text{ mm}$, $P=6\text{ kW}$)	78
Fig. 3.51 Bead appearances of butt joining in laser only($f_d = -2\text{ mm}$, $P=6\text{ kW}$)	79
Fig. 3.52 Comparisons of butt joining penetration depth($f_d = -2\text{ mm}$, $P=6\text{ kW}$)	79
Fig. 3.53 Bead appearances with variant I and v of butt joining in hybrid welding ($P=6\text{ kW}$, AH36)	80
Fig. 3.54 Welding characteristics with variant I and v of butt joining in hybrid welding of Fig. 3.53	81
Fig. 3.55 Bead appearances with variant I and D_{LA} in hybrid welding	81
Fig. 3.56 Bead appearances with variant voltage(V) in hybrid welding	83
Fig. 3.57 Variations of penetration depth with welding voltage in hybrid welding of Fig. 3.56	83
Fig. 3.58 Morphologies of welding defects(undercut) according to reducing the arc length by controlled arc voltage	84
Fig. 3.59 Bead appearances with pulse correction in hybrid welding	86
Fig. 3.60 Welding characteristics with variant pulse correction in hybrid welding of Fig. 3.59	86
Fig. 3.61 Distributions of penetration depth according to the welding method with welding power and welding speed(SS400, 8 mm^b)	88

Chapter 4

Fig. 4.1 Fiber laser welding system	95
Fig. 4.2 Photo and schematic illustration of fiber laser-arc hybrid process	97
Fig. 4.3 Welding characteristics with variant current in pulse arc welding(A6061) ..	99
Fig. 4.4 Welding characteristics with variant speed in pulse arc welding(A6061)	99
Fig. 4.5 Welding characteristics with variant speed in CMT welding(A6061)	100

Fig. 4.6	Welding characteristics with variant defocused distance in laser bead welding ..	102
Fig. 4.7	Variations of welding characteristics with variant laser power and speed in laser bead welding(A5083)	103
Fig. 4.8	Bead appearances with variant laser power and speed in laser bead welding (A5083)	104
Fig. 4.9	Cross sections with variant laser power and speed in laser bead welding (A5083)	104
Fig. 4.10	Welding characteristics with variant laser power and speed in laser bead welding(A6061)	105
Fig. 4.11	Bead appearances with variant laser power and speed in laser bead welding (A6061)	106
Fig. 4.12	Cross sections with variant laser power and speed in laser bead welding (A6061)	107
Fig. 4.13	Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in hybrid welding($I=140$ A, A5083)	110
Fig. 4.14	Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in hybrid welding($I=180$ A, A5083)	111
Fig. 4.15	Bead appearances with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-pulse arc hybrid welding($I=140$ A, A5083)	112
Fig. 4.16	Cross sections with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser- pulse arc hybrid welding($I=140$ A, A5083)	113
Fig. 4.17	Bead appearances with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-pulse arc hybrid welding($I=180$ A, A5083)	114
Fig. 4.18	Cross section with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser- pulse arc hybrid welding($I=180$ A, A5083)	115
Fig. 4.19	Welding characteristics with variant distance of D_{LA} in hybrid welding ($I=140$ A, A6061)	116
Fig. 4.20	Welding characteristics with variant distance of D_{LA} in hybrid welding ($I=180$ A, A6061)	116
Fig. 4.21	Bead appearances with variant distance of D_{LA} in hybrid welding($I=140$ A /180 A, A6061)	117
Fig. 4.22	Welding characteristics with variant current in pulse arc welding(A5083) ..	119

Fig. 4.23 Welding characteristics with variant current in hybrid welding($P_L=4\text{ kW}$, A5083)	119
Fig. 4.24 Bead appearances with variant current in hybrid welding($P_L=4\text{ kW}$, A5083) ...	119
Fig. 4.25 Welding characteristics with various current in pulse arc welding($v=3\text{ m/min}$, A6061)	120
Fig. 4.26 Welding characteristics with variant current in hybrid welding($P_L = 4\text{ kW}$, $v = 3\text{ m/min}$, A6061)	121
Fig. 4.27 Bead appearances with various current in hybrid welding($P_L = 4\text{ kW}$, $v = 3\text{ m/min}$, A6061)	121
Fig. 4.28 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-CMT hybrid welding($I=95\text{ A}$, A5083)	123
Fig. 4.29 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-CMT hybrid welding($I=95\text{ A}$, A5083)	124
Fig. 4.30 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and I in CMT+pulse arc hybrid welding($P_L = 4.0\text{ kW}$, A5083)	126
Fig. 4.31 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and I in CMT+pulse arc hybrid welding($P_L = 4.5\text{ kW}$, A5083)	127
Fig. 4.32 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and I in CMT+pulse arc hybrid welding($P_L = 4.0\text{ kW}$, A5083)	128
Fig. 4.33 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and I in CMT+pulse arc hybrid welding($P_L = 4.5\text{ kW}$, A5083)	129
Fig. 4.34 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and P_L in laser-CMT hybrid welding($I=95\text{ A}$, A6061)	131
Fig. 4.35 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and P_L in laser-CMT hybrid welding($I=95\text{ A}$, A6061)	132
Fig. 4.36 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and I in laser-CMT+pulse arc hybrid welding(A6061)	134
Fig. 4.37 Bead appearances with variant distance of D_{LA} in laser-CMT+pulse arc hybrid welding(A6061)	135
Fig. 4.38 Bead appeared with variant I in CMT and CMT+pulse mode arc welding ..	137
Fig. 4.39 Welding characteristics with variant current(I) in laser-CMT+pulse arc hybrid welding($v = 3\text{ m/min}$, A5083)	137

Fig. 4.40 Bead appearances with variant current(I) in laser-CMT+pulse arc hybrid welding($v = 3$ m/min, A5083)	137
Fig. 4.41 Bead appearances with variant I in CMT and CMT+pulse arc welding(A6061) ..	138
Fig. 4.42 Welding characteristics with variant current in laser-CMT+pulse hybrid welding(A6061)	139
Fig. 4.43 Bead appearances with variant I in laser-CMT+pulse arc welding(A6061) ..	139
Fig. 4.44 Bead appearances with variant current in butt joining laser-CMT hybrid welding(A5083)	141
Fig. 4.45 Bead appearances in butt joining laser-CMT+pulse hybrid welding(A6061) ..	142
Fig. 4.46 Testing workpiece for gap tolerance	143
Fig. 4.47 Appearance of gap tolerance workpiece in laser-CMT+pulse hybrid welding ..	143
Fig. 4.48 Cross sections of gap tolerance estimating workpiece(A5083, 8mm^t : $P_L = 4.5$ kW, $I = C+P180$ A, $v = 3$ m/min)	143
Fig. 4.49 Distribution of penetration depth according to the welding method with welding power and welding speed(A5083, A6061, 8mm^t)	145

Chapter 5

Fig. 5.1 Sampling location of cross section	149
Fig. 5.2 Schematic illustration of tensile specimen by KS B 0801	150
Fig. 5.3 Hardness distribution of structural steel in laser-MIG hybrid butt welding ..	153
Fig. 5.4 Appearances of failed tensile test pieces	154
Fig. 5.5 SEM image of fracture surface(AH36)	155
Fig. 5.6 Hardness distribution of A5083 and A6061 alloy	157
Fig. 5.7 Cross section and microstructure of weldment in laser-arc hybrid(SS400, 8mm^t)	160
Fig. 5.8 Cross section and microstructure of weldment in laser-arc hybrid(SS400, 8mm^t)	161
Fig. 5.9 Microstructure in weld(A5083, 8mm^t)	163
Fig. 5.10 EDX analysis result in Fig. 5.9(A5083, 8mm^t)	164
Fig. 5.11 Microstructure in weld(A6061, 8mm^t)	166
Fig. 5.12 EDX analysis result in Fig. 5.11(A6061, 8mm^t)	167

List of tables

Chapter 3

Table 3.1	Chemical composition and mechanical property of test material	24
Table 3.2	Variant welding current and speed at arc welding	32
Table 3.3	Parameters for investigation of effect on welding voltage	39

Chapter 4

Table 4.1	Chemical composition and mechanical properties of aluminium alloy	94
Table 4.2	Range of arc welding parameters	96

Chapter 5

Table 5.1	Test results of tensile strength	154
-----------	--	-----



Welding Characteristics of Structural Materials by using High Efficient Laser-Arc Hybrid Welding Method

Oh, Jae Hwan

Department of Marine System Engineering
Graduated School of Korea Maritime and Ocean University

Abstract

Driven by the ever aggravating economic conditions and the increasing needs for improvement of atmospheric environment worldwide, environment-friendly shipbuilding is seeing ever growing demand to cut carbon emission and energy consumption. To withstand huge external forces and deformations, and to maintain high strength and toughness with reduced weight, AH36 steel or aluminum alloy a major environment-friendly material is widely used as ship structural material.

Meanwhile the welding technique using arc heat source still remains as the key technique in shipbuilding, although it began to be applied in earnest in the shipbuilding process some 60 years ago. Arc welding techniques used in shipbuilding include SMAW, FCAW, SMAW, SAW, EGW, GTAW, etc.. The structure materials used in shipbuilding are ones that improved strength and toughness, but they are mostly used as thick plates 8 mm or thicker. Application of arc welding process to such thick plates produces several problems. Specifically HAZ is widened, and material is deformed seriously due to high heat input. Besides multi-pass welding, which is done to obtain penetration weld zone, prolongs work time, consumes more materials, and after all raises economic cost. Therefore survival in the ever intensifying competition in world shipbuilding market requires development of welding techniques that can ensure high efficiency, high quality, sound weld zone.

As such high efficiency, high quality welding techniques, laser-arc hybrid welding method is enjoying high attentions that combined laser welding technique that boasts of such advantages as deep weld penetration, narrow HAZ and fast welding speed, and arc welding technique that offers advantages like wide gap tolerance, affordable investment cost and easy workability, etc.. However laser-arc hybrid welding technique, since it uses two different heat sources at once, involves various and complicated interactions during welding. Therefore use of this technique requires survey of the process parameters each for the two heat sources and optimization of the surveyed process parameters.

In this paper, laser-arc hybrid welding device was set up using fiber laser and high power disc laser with the most widely used MIG arc, flexible automation and high beam quality. To identify the welding characteristics of the process parameters of welding processes, relevant process parameters were reviewed by welding 8 mm or thicker structural steel material and aluminum alloy material in one pass.

First, to identify the optimal process parameters of laser-arc hybrid welding process for SS400 and AH36 the structural steel materials, the process parameters of MIG welding and those of CW disc laser welding were reviewed. The steel materials could obtain deep penetration with ease owing to high rate of absorbing laser beam energy. Shield gas, the distance between laser and arc, laser power, welding speed, and the effects of arc current and current wave etc the major process parameters were surveyed. In hybrid welding, the distance between laser and arc at which maximum welding penetration depth is obtained with increase in welding current tended to increase, and also maximum penetration depth could be obtained at a greater minus non-focal distance with increase in the concave depth of molten pool by arc power. Also in restricting or removing welding defects like undercut, defect management could be optimized by controlling pulse correction instead of general spherical current wave.

Second, based on the reviewed contents of process parameters for steel materials, the characteristics of laser-arc hybrid welding of A5083 and A6061 the aluminum alloys were surveyed. Aluminum alloy materials showed low energy absorption rate, low melting temperature and selective evaporation of alloy ingredients due to high rate of laser beam reflection, and as a result they decreased in strength with pores easily generated. Therefore as a way to overcome such defects, aluminum alloys need to remain low in heat input amount. To that end, the process parameters in MIG pulse arc welding method, low heat

input CMT welding method and CMT+pulse arc welding method were surveyed, and the process conditions to implement complete penetration welding in high power laser-arc hybrid welding were sought to be optimized. As a result, in laser-CMT+pulse arc hybrid welding, piercing welding was accomplished in 8 mm thick aluminum alloy material, and one pass welding was implemented at faster welding speed.

Third, the hardness characteristics and microscopic structure characteristics of SS400, AH36 steels and A5083, A6061 aluminum alloys were reviewed based on microhardness test, tensile strength test, observation of optical microscopy, and qualitative analysis by EDX was done. SS400 and AH36 steels showed weld zone strength equivalent to base metal, but decreased in toughness to some degree. AH36 steel was high in hardness values in HAZ due to increase in martensite fraction by Mn effect. A5083 material produced strength of 90% over the tensile strength of base metal, and A6061 material strength of 75% over base metal, demonstrating slight softening phenomenon. It is judged that this phenomenon occurred as aluminum alloy strengthening mechanism is collapsed by the selective evaporation of Mg which is low in boiling point, and by formation of many pores in the molten metal during welding. Also it was found that laser-arc hybrid welding technique can be applied to the field with outstanding advantage allowing 1.2 mm maximum gap size in butt welding.

In conclusion, in this study, complete penetration welding conditions that barely accompany deformations in lower laser power were obtained with ease by applying laser-arc hybrid welding to various structural materials and alloy materials. Also it was found that laser-arc hybrid welding technique can be applied widely to offshore plants where relatively thick plates are used from the shipbuilding stage for large cruise liners by maximizing the gap-bridge effect of butt faces by arc and thus allowing wider scope of weldable gap. It is anticipated that such hybridization among heat sources will improve economic effects by implementing sound welding quality with no deformation by low heat input.

제 1 장 서 론

1.1 연구 배경

최근 세계적으로 어려운 경제여건과 대기환경 개선에 대한 요구가 증대함에 따라서 탄소배출과 에너지 소모를 줄일 수 있는 친환경적인 선박 건조의 수요가 증대하고 있다. 조선 산업에서 초대형 상업용 선박(VLCC), 크루즈 선박, 페리선, 대형 요트 등과 해양 구조물이나 풍력발전기, 교량과 같은 육상의 플랜트 등에 사용되는 구조용 재료는 큰 외력과 변형에 견딜 수 있어야 하며, 무게를 줄이더라도 높은 강도와 인성을 가질 수 있도록 하기 위하여 AH36강이나 알루미늄합금재 등이 널리 사용되고 있다.

한편, 아크열원을 이용한 용접기술은 선박의 제조공정에 본격적으로 적용되기 시작된 이후로 60여년 이상의 기간이 흘렀지만 여전히 선박 건조시 중요한 기술로 자리잡고 있고, 대형 크루즈선이나 초대형 선박은 경우에 따라 다르지만 용접선의 길이가 약 800 km에 이르는 경우도 있다. 이러한 대형 선박 건조에 사용되는 구조용 재료들은 강도와 인성을 향상시킨 것이지만 대부분 두께가 8 mm 이상의 후판이 많이 사용되고 있으며, 이들 재료들은 주로 선급협회, 미국석유회社(american petroleum institute) 등에서 성분 및 기계적 특성 등을 엄격히 구분하여 규정하고 있고, 그 특성은 용접 후에도 만족되어야만 한다^(1,2,3).

선박 건조 단계에서 적용하고 있는 아크 용접방법은 대부분 SMAW, FCAW, GMAW, SAW, EGW, GTAW 등이다. 이러한 아크 용접법은 오랜 기간의 사용에 의하여 축적된 기술과 계속된 용접 기술의 개선으로 인하여 안정된 기술이 확보되어 있다. 하지만, 아크의 높은 입열로 인하여 재료의 열영향부가 넓게 되고 변형이 크게 된다. 아크 용접은 열전도 용접 방식으로서 얇은 용입깊이를 나타내며, 두꺼운 후판은 관통용접부를 얻기 위해서는 그루브 가공, 다층용접을 행하게 됨에 따라 작업시간이 길어지고, 소모성 재료의 사용량이 늘어나서 경제적 비용이 증가하게 되고, 큰 비틀림에 의한 변형에 대응하는 수정작업을 해야 하는 등의 단점들이 존재한다⁽²⁾. 따라서, 세계조선시장의 치열한 경쟁 속에서 살아남기 위해서는 고효율·고품질의 건전한 용접부를 확보할 수 있는 용접기술개발이 필수적으로 요구되고 있다.

최근에 개발되어 자동차 산업 등에서 적용되고 있는 고속, 고품질의 레이저 용접이 있지만, 레이저 용접은 출력에 대비해 높은 초기 투자비용과 낮은 갭 브릿지 효과, 좁은 레이저 빔의 특성에 따른 엄격한 이음부 관리가 요구되는 단점이 있다⁽⁴⁾. 이러한 레이저 용접법의 단점을 보완하기 위하여 고효율·고품질의 용접방법 중 하나로써 깊은 용입과 좁은 열영향부 및 빠른 용접속도의 장점을 가진 레이저용접과 넓은 갭허용치와 저렴한 투자비용 및 용이한 작업성 등의 장점을 가진 아크용접을 결합한 레이저-아크 하이브리드 용접법이 주목을 받고 있다.

1979년 Steen, W. M. 등에 의해 저출력 CO₂레이저와 TIG 아크를 결합한 하이브리드 용접법이 소개^(5,6)된 이후로, 출력 대비 투자비용이 상대적으로 적게 들고 용가재를 사용함으로써 갭 대응력이 뛰어난 아크용접을 레이저와 결합하여 사용하는 레이저-아크 하이브리드 용접이 활발하게 연구되어 오고 있다⁽⁷⁻¹⁰⁾. 독일의 Meyer Werft 조선소에서는 선박 건조에 사용되는 샌드위치 패널을 레이저-아크 하이브리드 용접법으로 제작하였으며, 1996년 국제선급연합회에 가입된 선급협회들은 "Laser Welding in Ship Construction - Classification Society Unified Guideline for the Approval of CO₂-Laser Welding"의 하이브리드 CO₂-레이저 용접에 관한 가이드라인을 승인하여 실제 검사에 적용하고 있고⁽⁷⁾, 2000년대에 들어 국제표준화 기구(International Organization for Standardization)에서는 ISO 규격으로 가이드 라인을 설정하여 적용하고 있다⁽¹¹⁻¹³⁾.

아크 용접에서는 후판 용접시 다층용접이나 대입열 용접을 행하여야 하지만, 레이저-아크 하이브리드 용접법은 단층 용접 혹은 최소한의 용접 경로를 통해 용접을 행함으로써 용접 패스수와 용가재가 감소하는 효과가 있고, 적은 열영향부를 가지는 고속 용접이 가능하다. 또, 입열량 감소의 효과로 비틀림과 같은 변형이 적게 발생하여 수정이 줄어들어는 효과가 있으며 우수한 품질의 결합이 없는 비드 형성이 가능하다. 또 부재 사이의 갭이 일정 존재하더라도 아크에 의해 용융되거나 용가재를 사용함으로써 갭 허용치가 증가하여 레이저 용접처럼 이음부에 있어서 특별한 정밀함이 없어도 용접이 가능한 장점이 있다⁽⁸⁻⁹⁾.

한편, 레이저-아크 하이브리드 용접법은 전혀 다른 두 개의 열원을 동시에 사용하기 때문에, 용접하는 동안 일어나는 다양하면서도 복잡한 상호작용에 의해서 생기는 문제점들을 해결해야 할 필요가 있고, 그 사용 열원인 레이저와 아크의 종류 및 적용 재료에 따라 해결해야 할 변수들은 달라진다. 하이브리드 용접의 변수들은 레이저 종류와 장비의 특성에 따라 결정되는 변수들 이외에 레이저 빔과 아크와의 조합에 따라 레이저 출력, 레이저 빔 중심축과 아크 사이의 거리(D_{LA})⁽¹⁴⁻¹⁸⁾, 레이저 비초점 거리(f_d)⁽¹⁷⁻¹⁸⁾,

열원의 종류^(9,14,19), 아크전류(I)와 전압(V)^(4,16-17,20), 보호가스의 종류와 유량(Q)^(4,20-31) 등에 따라 용입특성이 달라지는 다양한 공정변수들이 있다.

이외에도 레이저-아크 하이브리드 용접장치의 개선 혹은 추가⁽³²⁻³⁷⁾, 자기장의 영향⁽³⁸⁾, 그루브 가공⁽³⁹⁾ 등의 변수들이 있고, 전류의 종류를 교류 펄스 MIG 아크로 변경하는 경우⁽⁴⁰⁾와 두가지 아크 전원을 결합하는⁽⁴¹⁾ 등의 다양한 결합방법 등의 변수들이 있다.

그러나, 레이저-아크 하이브리드 용접법을 사용하여 8 mm 이상의 후판 구조용 강재와 알루미늄 합금재를 그루브 가공없이 맞대기 관통용접한 결과가 현장에 적용된 실용적인 기술자료는 공개되지 않고 있는 실정이다. 또한 최근에 좋은 빔품질을 가진 디스크 레이저와 파이버 레이저의 출력이 높아지고, 레이저를 유연하게 전송하는 방법이 개발됨에 따라 공정변수들의 조건들이 변화하고 있다. 이러한 공정변수에 맞추어 실용화를 위한 새로운 용접기술의 개발이 요구되고 있다. 특히 아크 용접의 단점인 큰 입열에 의한 변형에 대응하여, 극히 변형을 낮게 제어하는 CMT 용접법을 레이저-아크 하이브리드 용접에 적용하여 결함이 없는 건전한 완전 관통 용접부를 확보한 사례는 전무한 실정이다.



1.2 연구 동향

재료의 가공기술 중 용접기술은 일반적으로 재료가공 및 조립공정에 속하고, 각종 재료에 대한 가공 기술은 다른 가공법과 비교하여 각 가공의 득과 실에 따라서 하나 혹은 그 이상의 기술들이 복합되어 제품 제조에 선택되어 적용되고 있다^(33,36-37). 용접기술에 있어서도, 아크 열원을 이용한 아크 용접기술과 레이저 열원을 이용한 레이저 용접기술을 결합하여 각각의 장점을 더욱 강화하고 단점을 보완하는 시너지 효과를 추구하고 있고⁽⁸⁻⁹⁾, 이미 자동차(독일, Fraunhofer Institute), 원자력 분야(일본, 미쓰비시 중공업)와 같은 산업에서는 실용화를 위한 연구가 진행되고 있다⁽⁷⁾.

검토한 많은 연구보고서의 내용들에 의하면, 아크 열원과 레이저 열원의 상호작용 및 공정간 변수들에 의해 영향을 받고 있음을 제시하고 있다. 용접하고자 하는 재료의 종류에 따라서는 레이저와 아크 열원이 용입 특성에 미치는 영향은 다르게 작용하였다. 레이저의 파장길이에 따라 재료에 흡수되어 열로 변환되는 비율은 달라지며, 금속 재료를 예열하여 표면 및 결합구조에 영향을 미치는 아크 열원에 의해서도 레이저 빔 흡수율의 차이가 발생한다^(5-6,17,21). 또한, 아크 플라즈마는 레이저 플룸 때문에 생기는 레이저 빔의 방해와 산란을 감소시키며 유기된 레이저 플룸은 아크발생 통로를 유지시켜서 아크를 안정화시킨다^(4,9,32). 이와 같이 각 열원들 사이에 작용하는 상호작용은 레이저-아크 하이브리드 용접에서 고속용접이 가능하게 하였으며 좁은 그루브를 가진 용접부의 용접성도 향상될 수 있었다^(42-43,45).

MIG 아크의 교류전류 파형이 용융지에 미치는 영향을 연구한 결과에서는 펄스 파형의 피크 전류가 높은 쪽이 직류 연속파형보다 아크가 안정되었으며, 스프레이 용적이행이 촉진되어 안정된 비드를 만들었고 기공이 줄어들어 하이브리드 용접의 품질이 향상되었다^(16,32).

레이저-아크 하이브리드 용접은 용가재를 사용함으로써 용접부재의 갭 때문에 생기는 용입부족을 완화하고 갭브릿지 능력을 높이며⁽⁹⁾, 레이저에 의한 급속 응고를 지연시켜 경도 상승을 완화시키고, 부족해진 성분 때문에 저하되는 기계적 성질을 완화하는 것이 가능하였다^(34,44). 또한, 후판에 그루브를 만들면 고속용접에서 아크를 깊은 곳까지 유도하여 용입깊이를 증가시키고 정밀한 이음부의 설치 공차를 완화할 수 있음을 연구한 결과들이 보고되고 있다⁽³⁹⁾. 재질에 따라서 레이저빔의 반사율과 열전도도 등의 물성이 다르기 때문에 재료의 종류에 따라서 토치의 방향을 다르게 해야 함을 지적하고 있다.^(22,46)

레이저와 아크 열원의 공정변수는 하이브리드 용접에 미치는 중요한 요소로서, 레이저-아크 하이브리드 용접에서의 중요한 공정변수들은 레이저 출력(P_L), 아크 전류(I)와 용접속도(v), 용접전압(V), 레이저 빔 축과 아크 열원과의 거리(D_{LA}), 비초점 거리(f_d), 토치의 각도(α), 실드 가스의 종류와 유량, 용접부재의 갭 크기 등이 있다. 레이저 빔 축과 아크 열원과의 거리(D_{LA})는 하이브리드 용접에서 조절 가능한 가장 중요한 변수 중의 하나이며, 공급되는 에너지 열원 종류와 그 양에 따라 용입깊이를 변화시키는 D_{LA} 를 달리해야 한다. 용접속도와 용접전류, 용접 전압에 따라 D_{LA} 가 조정되어야 하고^(15-16,19), 알루미늄에 대한 Nd:YAG 레이저와 아크 하이브리드 용접에서 D_{LA} 는 아크 선행인 경우와 레이저 선행인 경우가 다를 것을 보고하고 있다⁽⁴⁷⁾.

초점 위치 또한 D_{LA} 와 함께 용입 깊이를 변화시키는 변수로서, 레이저 파장 길이와 아크력에 의해 영향을 받는다. 아크력에 의해 함몰되는 용융지는 아크전류 및 용융지의 크기, 용적의 이행형태, 토치의 경사각도 등과 밀접한 관계가 있다⁽¹⁷⁾. 하이브리드 용접에서 토치각도의 영향은 아크열원의 종류에 따라 달라지며 이외에도 선행하는 용접열원의 종류, 배치위치, 재질 및 이음 방법, 레이저 빔 헤드와 아크 사이의 간섭 등은 아크 안정성과 용입깊이, 모재의 예열효과 등에 영향을 미친다^(34,46,48).

하이브리드 용접에서 실드가스는 아크 안정성에 기여하고 용융지를 보호하며 레이저 유기 플라즈마를 억제함으로써 빔 에너지의 흡수율을 증가시켜 재료의 깊은 용입을 얻을 수 있도록 한다. 또한, 보조가스 등을 사용하여 레이저를 깊은 용융지로 안내하고 기공 등의 용접결함을 억제시킨다. 하이브리드 용접에서 레이저 플라즈마와 아크 플라즈마의 상호작용은 용입깊이와 비드형상, 갭브릿지 능력에 영향을 미친다. 레이저 열원 크기와 아크 열원 종류에 따라서 비드 형상 및 용입깊이를 개선할 목적으로 He, Ar, CO₂ 등의 실드가스에 O₂, N₂, H₂ 등을 추가하여 사용하며, 재질에 따라서도 혼합되는 가스의 양은 제한된다^(25,27-31). 아크열에 의해 발생한 플라즈마는 조사되는 레이저를 방해하여 킥출 용접을 어렵게 하므로 실드가스를 이용해 플라즈마를 억제할 필요가 있고⁽²¹⁾, $5 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ 이상의 고출력 레이저의 경우에는 고온 영역에서 높은 열전도도 때문에 이온화가 어려운 He를 사용하여 플라즈마 발생을 억제시키고 측면의 노즐을 통해 실드가스를 공급함으로써 깊은 용입을 얻을 수 있다⁽⁴⁹⁻⁵⁰⁾.

한편, 에너지의 밀도와 분포 차이로 인해 레이저 용접과 아크 용접에서의 이음부 모서리 준비는 상이하다. 레이저 용접으로 자생 용접을 실시하는 경우에는 제한된 레이저 빔의 직경 때문에 직각인 모서리가 요구된다. 그러나 MIG/MAG 아크로 두꺼운 재료를 용접할 경우에는 일반적으로 V형상이나 다른 각도의 모서리 준비가 사전에 요구되고

있다. 하이브리드 용접 프로세스의 가장 우수한 장점 중 하나는 갭 브릿지 능력의 향상에 있다. 레이저 단독 용접시 용접 루트면은 높은 정밀도가 요구되나 하이브리드 용접은 갭 간격이 보다 큰 루트면에서도 갭을 메울 수 있는 용융흐름이 확보되면서 양호한 관통용입이 가능하므로 갭 크기를 증가시킬 수 있다^(51,52). 따라서 CW YAG 레이저, 파이버 레이저, 디스크 레이저 등과 MIG 직류 펄스 아크 하이브리드 용접은 용접속도를 더욱 증가시키면서 갭 허용치의 확대가 가능하게 되었다⁽⁵³⁾.

기공의 형성의 원인은 표면 오염과 수소가 주된 요인이므로 사전에 용접면에 대한 충분한 클리닝이 이루어지고 실드가스에 의한 외부의 영향을 차단하면 기공형성을 억제할 수 있다고 보고되었다⁽⁴⁹⁾. 그러나 선상으로 배열되는 조대한 기공이 수소보다는 대기의 공기 흡입에 의해 발생하는 경우가 있으나, 충분한 보호가스에 의해 기공을 방지할 수 있는⁽⁵⁰⁾ 등의 기공형성원인에 대한 상이한 연구결과가 보고되고 있다. 또한 형성된 기공은 아크 전류에 영향을 받아 높은 전류에서 용융지의 키홀이 보다 더 오목하게 되어 잔류 기포(bubble)가 쉽게 배출되므로 기공 형성이 억제되거나 없어질 수 있으나 재료에 따라서 전류의 크기는 달라진다⁽²⁴⁾.

용접 결합 중 언더컷은 용접된 재료의 기계적 성질, 특히 균열과 피로 수명에 큰 영향을 미치므로 결합을 방지하기 위해서는 발생 원인을 파악하는 것이 중요하다. 언더컷의 원인 중 한가지는 모재 표면에 남아 있는 밀 스케일(mill scale)에 의한 것으로 보고⁽⁵⁴⁾되고 있으나, 레이저-아크 하이브리드 용접에서 추가되는 아크 열원의 흡수, 레이저 빔 반사율의 감소 및 아크의 극성에 의한 재료 표면의 청정효과가 존재하기^(35,37,40) 때문에 언더컷 발생시 그 원인에 대한 더 많은 연구가 필요하다.

레이저 용접은 냉각하는 동안 빠른 응고속도 때문에 모재의 경도보다 레이저 용접부의 경도가 더 높게 나타나는 경우가 있고 이것은 레이저 용접의 사용에 제한을 줄 수도 있다⁽⁹⁾. TWB(tailor welded blanks) 방법으로 제작하는 자동차용 부재는 용접 후 성형을 해야 하는 경우에 높은 경도는 바람직하지 않다⁽³⁵⁾. 또한 조선용 중량 구조물도 선급에서 규정하는 인성을 만족시켜야 하기 때문에 레이저 용접에 의한 좁은 용접부의 경도 상승은 매우 중요한 사용제한 요소가 될 수 있다. 이러한 이유로 하이브리드 용접은 레이저 용접에 비하여 응고속도를 지연하여 연화를 개선하기 위한 유용한 방법이 될 것으로 생각된다.

레이저-아크 하이브리드 용접에 대해서 주목할 점은 레이저 열원과 추가되는 하나 혹은 2가지의 열원을 사용하기 때문에 재료에 공급되는 입열량이 레이저 단독의 열원

에 비해 더 많다. 증가된 입열량에 비례해서 용접 속도를 점차 증가시키지 않으면 전체적인 경제성, 비드의 형상과 설치 공차가 본래의 취지와 다르게 될 것으로 생각되기 때문에, 각 열원의 입열과 용입깊이에 관한 상관 관계를 고려하여, GMAW에서 만들어지는 용입 깊이에 필요한 입열량보다 하이브리드 용접시의 용입깊이에 대한 입열량이 더 적도록 할 필요가 있고, 용접 속도 또한 빨라져야 한다^(9,55).

따라서 레이저열원과 아크열원 각각의 공정변수와 레이저-아크 하이브리드 열원에 의한 공정변수는 용접하고자 하는 재료마다 미치는 영향과 상호작용이 다양하며 복잡하고, 후판의 구조용 강재 SS400 및 AH36과 알루미늄 합금재 A5083 및 A6061에 대하여 원패스에 의한 관통용접조건을 현장에 적용할 수 있도록 제시하고 있는 결과는 없었다.



1.3 연구 목적 및 범위

레이저와 아크의 하이브리드 용접은 일반적인 아크 용접으로 해결이 어려운 특수한 목적에만 한정되지 않고 시간과 비용을 절감하기 위한 경제적인 문제를 포함하여, 친환경적이고 생산성을 도모하는 자동화의 시대적 요구에 부응하여 생산 현장에 적용하기 위한 실용적 연구가 증가하고 있다. 유럽의 대표적인 대형 조선소인 독일의 Meyer Werft, Finland의 Aker yard 등에서는 대형 생산 라인을 설치하여 생산에 투입되고 있다⁽⁷⁾.

그러나, 국내에서의 실용화 연구는 유럽의 대형 조선소들에 비해 초기단계에 머물러 있는 실정이다.

따라서, 본 논문에서는 조선분야에서 가장 널리 사용되고 있는 구조용 강재에 대해서 디스크 레이저-MIG아크 하이브리드 용접 기술을, 경량화를 추구하는 대형 여객선이나 크루즈 요트 및 친환경 어선 등에 적용하고 있는 알루미늄 합금재에 대해서는 파이버 레이저-MIG아크 하이브리드 용접 기술을 적용하여 비드 용접과 맞대기 용접이음에 대해서 용접특성을 조사 및 검토하고자 하였다. 각 재료는 두께 8 mm이상의 후판에 대해서 원패스 용접에 의한 관통용접과 건전한 용접 이음부를 확보하기 위하여 두열원의 공정변수의 영향을 상세히 조사하고, 얻어진 결과를 기초로 하여 레이저-아크 하이브리드 용접시의 공정변수를 최적화함과 동시에 용접 결함의 발생 현상을 파악하여 그 대책을 수립하고자 하였다.

본 논문의 구성은 다음과 같다.

제1장에서는 본 연구의 배경, 연구의 목적과 범위에 대하여 기술한다.

제2장에서는 레이저-아크 하이브리드 용접 열원 중 본 연구에 적용된 아크 열원과 레이저 열원의 기본 개요 및 레이저-아크 하이브리드 용접에서 이루어지는 두 열원간의 상호작용과 킥홀의 거동 등 용접현상에 대하여 고찰한다.

제3장에서는 8 mm와 10 mm 두께의 구조용 강재인 SS400과 AH36강에 대해서 레이저-아크 하이브리드 용접프로세스의 최적 공정변수를 파악하기 위해서, MIG용접의 공정변수와 CW 디스크 레이저 용접의 공정변수를 검토한다. 주된 공정변수인 실드가스, 레이저와 아크 간의 거리, 레이저출력, 레이저의 초점위치, 용접속도, 용접전압, 아크전류 및 전류파형 등의 영향에 대해서 검토하여 비드용접과 맞대기용접의 용입특성을 상세히 평가하고, 레이저-아크 하이브리드 용접의 관통용입을 위한 최적조건을 도출한다.

제4장에서는 경량화와 친환경, 그리고 에너지 절감을 위하여 점차 선박에 수요가 증

가하고 있는 구조용 알루미늄 합금재인 A5083과 A6061 재료에 대해서 제3장에서 얻어진 강재의 용입특성을 기초자료로 활용하여, 비드 용접을 통해 각 열원에서의 알루미늄의 기초 용입특성을 조사하고, 맞대기 용접시의 공정변수에 따른 용접부 특성을 평가한다. 알루미늄 합금재는 레이저 빔에 대한 반사율이 높아서 에너지 흡수율이 낮고, 낮은 용융온도와 합금성분의 선택적 증발이 일어나기 때문에 기공이 쉽게 발생하고 강도가 저하하기 쉽다. 따라서 MIG 펄스아크용접법과 저입열의 CMT용접법 및 CMT+펄스아크 용접법에서의 공정변수를 조사하고, 고출력의 레이저-아크 하이브리드 용접시의 관통용접을 형성하기 위한 공정조건을 최적화하고자 한다.

제5장에서는 최적화된 레이저-아크 하이브리드 용접조건에 의해 제작된 SS400, AH36 강과 A5083, A6061의 알루미늄 합금재의 용접부에 대해서 경도특성과 인장강도 시험, 그리고 광학현미경 관찰을 통한 미세조직 특성을 검토하고, EDX에 의한 정성적 분석을 실시한다. 에너지의 흡수율과 반사율이 차이가 있는 각 재료의 특성과 다양한 공정조건들이 용접부에 미치는 영향을 검토하여 건전한 용접부의 최적 조건을 도출한다.

제6장은 결론이며 본 연구의 결과를 최종 정리하였다.



제 2 장 하이브리드 용접법의 이론적 고찰

2.1 두 열원간의 하이브리드 방법

2.1.1 하이브리드 열원의 기초

(1) MIG 아크열원의 종류와 용접특성

레이저와 아크를 결합하여 저변형·고품질의 건전한 용접결과를 얻기 위해서, 본 연구에서는 MIG아크 모드 및 CMT 모드를 적용하고 있으며, 또한 아크 발생에 작용하는 전류는 표준 모드인 직류 파형과 높은 피크 전류를 이용하여 용입을 깊게 함과 동시에 베이스 전류 구간에서의 비드 안정성을 도모하는 펄스파형을 적용하여 레이저와의 하이브리드의 열원으로 사용하였다.

가. MIG 아크 프로세스

MIG 아크용접은 불활성 가스인 Ar, He 등을 이용하여 용융지를 보호하면서 용접봉과 모재 사이에 전기적 방전에 의해 발생하는 고온의 아크를 이용하여 모재를 접합하는 방법이며, 용접 아크는 모재와 소모성 전극사이에 걸쳐 발생하는 고온의 이온화된 플라스마 혹은 가스 기둥으로써 아크 온도는 대략 5000~6000 °C이다. 아크는 상대적으로 낮은 전압(보통 15~35 V)을 공급하는 전원장치에 의해 100~450A의 전류가 유지되고 있다. MIG아크 용접은 소모성 용접봉을 양극으로 하여 용융된 용접봉을 모재에 공급하는 역극성(DCEP) 전원을 사용한다. 정극성(DCEN) 전원과는 달리, 역극성 전원은 양(+)극인 소모성 전극이 용융되어 모재로 이행하여 비드를 형성한다. 역극성 전원은 단락이 일어나거나 모재의 표면 상태가 변화하여 모재와 전극사이의 거리가 변하더라도 아크 길이가 일정하게 유지되는 자기제어 특성을 가지고 있고, 산화막이 쉽게 형성되는 알루미늄 합금재와 같은 재료의 표면 산화막을 제거하는 특성이 중요한 특징이다.

MIG아크 용접은 오래전부터 사용되어진 축적된 기술이 확보된 방법으로 강재와 알루미늄 합금재의 용접에 적용되고 있지만, 열전도에 의한 용접이기 때문에 재료에 만들어지는 용입깊이가 얇고, 깊은 용입을 얻기 위해서는 느린 용접속도를 유지해야 하기 때문에 큰 변형을 일으키고 생산성의 한계를 가지게 된다. 큰 입열에 따른 변형의 줄이

기 위해 상대적으로 입열이 적은 단락용접을 적용할 수 있다. 단락 용접은 전기적 저항체인 고온의 이온화된 플라스마 속에서 용접와이어가 금속 모재에 접촉되는 순간 저항이 감소하면서 급격한 통전이 일어나고, 이로 인해 저항발열에 의한 높은 열에너지가 발생하여 용접 와이어를 녹이게 된다. 용융된 와이어의 용융물이 금속 모재와 접촉하면서 아크가 소멸하고 표면장력에 의해 용융지 속으로 금속이행이 일어난다. 금속이행이 일어나면 다시 와이어 길이가 짧아지면서 금속 모재와의 일정거리가 유지되면 단락이 종료되고 아크가 발생하는 동작을 반복하게 되지만, 이때 급격하게 통전되는 전류에 의한 높은 열에너지가 스파터를 발생시킨다. 또 많은 양의 스파터로 인해 부족한 용융금속은 언더컷이나 용입부족과 같은 용접 결함을 야기할 수 있다^(2,4).

나. CMT 프로세스

기존의 MIG아크 용접에서 발생하는 단락에 의한 문제점을 해결하는 방법으로써, 단락 용접의 전류를 제어하여 결함과 변형을 방지하는 방법인 CMT(cold metal transfer) 프로세스를 검토하였다. 기존의 단락용접은 와이어가 모재와 접촉하여 단락이 발생하는 순간 용접전류가 용접와이어의 온도를 급격하게 상승시키지만, CMT 프로세스는 공급전류를 50A로 제한하여 단락구간에서 저항발열에 의한 입열이 모재로 전도되는 것을 차단하고, 아크 부스트 구간에서 용접전류를 급격히 상승시킴으로써 아크 입열을 만들어 와이어 용융물이 떨어지지 않을 정도로 용융시킨다. 용융된 용융물은 와이어 끝단에 매달린 상태에서 와이어를 전진시켜 용융물이 용융지에 공급되게 하는 저입열 용접방식으로 언더컷이나 변형을 최소화하는 방식이다.

또한 CMT-펄스아크 모드는 저온 금속 이행 모드인 CMT 모드와 펄스아크 모드가 교대로 일어나는 프로세스로서 CMT 프로세스의 장점과 펄스아크의 장점을 결합하여, CMT 프로세스에서 입열을 낮추고 펄스 피크 전류 구간에서 입열을 극대화하여 용입이 이루어지도록 하는 프로세스이다. CMT-펄스아크 프로세스는 전체적인 입열이 상승하는 것을 억제하는 프로세스이며 Fig. 2.1에는 CMT-펄스아크 프로세스의 와이어 송급속도, 용접전류와 용접전압의 위상을 아크 현상과 함께 나타내고 있다. 따라서 하이브리드 용접시 CMT-펄스아크 프로세스의 펄스 구간에서 레이저와 커플링이 이루어지게 하여 아크 펄스 용접의 장점을 적용할 수 있을 것으로 판단된다.

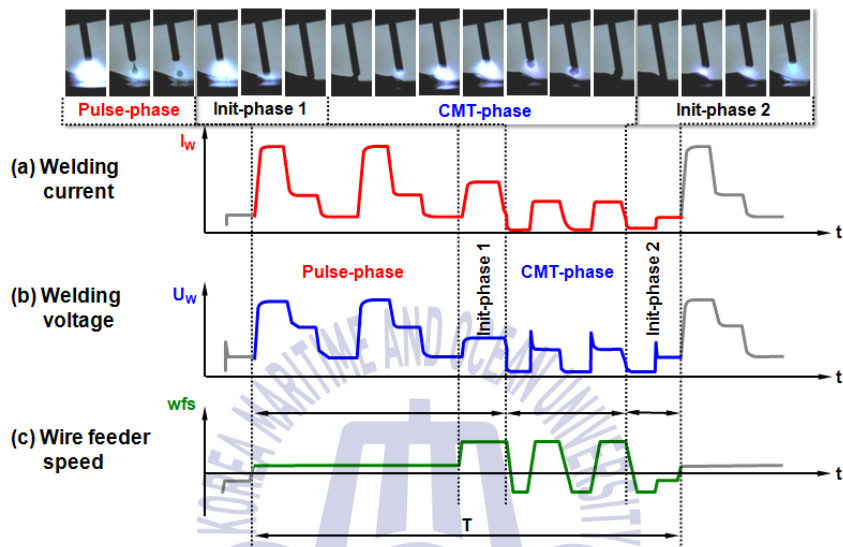


Fig. 2.1 Current and voltage phases of CMT-pulse mode

(2) 레이저 용접

레이저 용접의 형태는 입사된 레이저 에너지와 입열 혹은 레이저 빔의 에너지 전달 효율에 따라서 열전도성 모드(heat conduction mode), 용입 용접 모드(penetration mode)와 키홀 혹은 깊은 용입 용접(keyhole or deep-penetration mode)로 나눌 수 있다^(7,23,42).

열전도성 모드는 용융 용접 프로세스으로써 용융지 표면에서 온도는 용융점과 증발점 사이에 있으며, 레이저가 표면 열원으로 작용하며 에너지 전달 효율은 주로 표면 흡수성에 의해서 결정된다. 소모되는 에너지는 용융지 내에서, 밀도 차이 때문에 생기는 부력과 용융지 표면의 표면장력 구배의 영향 때문에 일어나는 유체 흐름에 의해서 재료 속으로 전달된다. 후자는 용접 심(seam)의 형태로 나타나는 용융지 형상과 크기를 결정하는데 중요하다. 만족할 만한 용입 깊이를 얻기 위해 열전도 모드는 상대적으로 느린 용접속도에서 수행되어야 하고, 0.2~1.0 mm의 용입깊이 때문에 박판 혹은 마이크로 이음에 적용된다.

키홀 모드는, 10^6 W/cm^2 이상의 높은 에너지를 가진 레이저를 짧은 시간에 재료 표면에 조사하고, 조사된 에너지는 모재 재료의 흡수율과 실드가스의 영향, 재료의 표면 상태에 따라 많은 양의 에너지가 반사되고 그 일부가 재료에 흡수된다. 흡수된 에너지에 의해 재료 표면이 충분히 가열되면 표면은 용융하고 금속 증기와 금속 이온이 함께 플라즈마를 이루며 증발한다. 가열되어 녹기 시작한 금속의 표면은 흡수된 에너지에 의해 증발되는 플라즈마의 반발력에 의해 오목하게 되고, 지속적으로 조사되는 레이저는 오목해진 용액 속으로 다중 반사를 하면서 침투하여 점점 깊은 키홀을 만들게 되고 관통 용입을 하게 된다. 이때, 좁은 키홀 안에서 다중 반사되는 레이저에 의해 내부의 증기압이 상승하여 키홀 벽면이 중력에 의해 붕괴되는 것을 막으면서 키홀의 깊이는 깊어진다. 용접이 진행됨에 따라 키홀도 이동하게 되고 주위의 용액은 표면장력에 의해 벽면에 부착되고 키홀이 이동한 뒤쪽은 중력에 의해 메워지면서 나아감에 따라 비드가 형성된다.

용입깊이는 레이저 빔의 강도에 따라 달라지며 레이저 빔 용접 열원에 의해 얻을 수 있는 용입깊이는 독특한 천이거동을 보이고 있고, 여기에 정의된 천이강도는 일반적으로 용접하고자 하는 재료와 용접속도 및 레이저 파장길기와 출력에 따라 달라지는 열적 특성함수이다. 키홀 레이저 프로세스의 효율은 레이저 세기에 따라 생기는 플라즈마 효과에 의해 영향을 받는다. 그 결과, 빔 전파 특성은 흡수나 회절 영향 때문에 플라즈마 플룸을 통과하는 동안 상당히 저하될 수 있으나, 높은 이온화 전압을 가지는 He 및

He과 Ar의 혼합가스와 같은 적절한 실드 가스를 사용하면 부정적인 효과를 줄이거나 억제할 수 있다.

레이저 용접은 단위 길이당 요구되는 입열이 상대적으로 적어서 잔류응력을 최소화하여 변형이 적고, 어스펙트 비가 3~10 정도이며 용접 속도가 빠르다. 그러나 단점은 엄격한 이음부면을 준비해야 하며 고정장치의 정밀함이 요구되고, 키홀이 불안정할 경우 스패터링과 스파크발생 및 기공 등을 유발한다. 또, 높은 열적 구배 때문에 균열감수성이 높은 재료는 균열과 같은 결함이 용접부와 열영향부에 생길 수 있고, 조사되는 레이저와 플라즈마를 형성하는 금속 증기와의 원치 않은 상호작용이 발생하게 된다.

하이브리드 용입 모드 용접은 전도 모드와 키홀 모드 용접의 중간 쯤 영역의 용접이다. 초점에서의 레이저 강도는 키홀 모드 용접을 하기에는 낮으나, 상대적으로 아크가 만드느 큰 용융지 표면의 누름 작용은 다중 반사로 인해 용융지 오목한 중간 부분에 입사 레이저를 가둘 수 있어서 전도 모드보다 레이저 에너지 흡수가 좀 더 효과적이고, 하이브리드 용접의 어스펙트 비는 3:1 정도까지 얻어진다.



2.1.2 레이저- 아크 열원의 하이브리드 방법

(1) 열원의 종류에 의한 하이브리드

레이저와 아크 열원들을 하이브리드화하는 기본 목적은 깊은 용입과 빠른 용접속도, 적은 변형을 등을 가지는 레이저용접 장점을 부각시키고 좁은 갭브릿지 능력을 증대시키며 기공 및 균열 발생 등의 단점을 보완함과 동시에 급속 냉각에 따른 기계적 성질의 저하를 방지하는 것으로써, 1차 열원을 레이저로, 2차 열원을 아크 열원으로 사용하여 하이브리드화하는 방법이다.

1차 열원은 근래 들어서 더욱 개발되고 발전되어 온 고출력의 레이저들이 사용되고 있으며, CO₂ 레이저, Nd:YAG 레이저, 디스크 레이저, 파이버 레이저, 파이버-coupled 고출력 다이오드 레이저 등이 있다. 2차 열원은 소모성 전극봉의 사용 유무를 포함하여 아크 열원을 선택하며, 비소모성 전극을 사용하는 열원은 텅스텐 아크 혹은 플라스마 텅스텐 아크를 사용하고, 소모성 전극을 사용하는 열원은 가스 메탈 아크 열원을 선정한다^(7-9,42).

(2) 열원의 배치에 의한 하이브리드

선택된 열원의 배치 방법은 이음 부재의 특성과 함께 하이브리드 프로세스의 용접능력과 용접효율에 가장 중요한 영향을 미친다. 열원의 배치에 의한 하이브리드 방법은 레이저와 레이저를 보조하는 아크가 같은 점에서 작용하는 방법과 레이저 조사 위치와 아크의 위치가 일정한 거리에서 분리되어 작용하는 방법이 있고, 레이저와 아크의 작용점 위치에 따라 용입깊이와 비드폭과 같은 용입특성이 달라진다⁽⁵¹⁾. 레이저 조사점과 아크가 같은 점에서 작용하는 경우에도 레이저가 선행하는 방법과 아크가 선행하는 방법(serial technique)에 따라 용입특성은 달라지고, 또한 재료의 두께가 달라서 레이저 열원이 선행하면서 아크 열원이 레이저 열원과 직각인 위치에서 일정 각도를 가지고 후행하면서 진행되는 방법이 있고 이러한 방법은 TWB 부재와 같이 두께 차이가 있는 자동차용 부재 용접에 적용되고 있다⁽⁴²⁾.

(3) 2개 이상의 열원의 하이브리드

하나의 레이저 열원과 하나의 아크 열원을 이용한 일반적인 레이저-아크 하이브리드 외 하나의 레이저 열원과 2개의 아크 열원을 이용하는 방법이 있다. 하나의 레이저 빔과 2개의 아크 열원을 사용하는 첫 번째 방법은 레이저 빔과 하나의 아크 열원이 같은 재료 표면에서 작용하고 다른 하나의 아크 열원은 재료의 반대면에 작용하여 온도

를 가열함으로써 균열이나 피로 거동에 유해한 심(seam)에서의 결함을 방지하기 위한 방법으로 사용되었으며, 두 번째는 2개의 아크 열원과 레이저가 같은 재료 표면에 작용하도록 배치하여 하나의 토치는 후진법으로 다른 하나는 전진법으로 대칭되게 배치하는 방법이고, 세 번째 방식은 레이저가 선행하며 두 개의 아크 열원이 나란히 뒤를 쫓아 후행하는 방법(tandem wire welding method) 으로 냉각속도를 체계적으로 조절할 수 있고, 용착율을 증가시켜 용접 생산성의 증가를 가져오는 방법이 있다⁽⁹⁾.



2.2 레이저- 아크 하이브리드 용접법의 메카니즘과 키홀의 거동

2.2.1 레이저 빔과 아크의 상호작용

(1) 레이저 빔과 아크의 상호작용

하이브리드 용접은 10^6 W/cm^2 이상의 높은 에너지를 가진 레이저와 아크 열원이 동시에 같은 용융지에서 작용하지만, 레이저에 의한 키홀 용접시 발생하는 용융지의 거동과 아크에 의한 열전도에 방식의 용융지 거동이 단순히 합쳐지는 것이 아니다. 레이저 열원과 아크 열원 배치 형태에 따라 다양한 상호작용이 복잡하게 작용하고, 레이저의 플룸과 아크 루트에 영향을 미치는 아크 플라즈마의 거동, 실드가스와 보조가스들의 영향, 선행하는 열원의 종류, 개선 각도, 모재와 용가재의 재질 등에 따라서도 그 거동이 달라지게 된다⁽⁷⁻²⁵⁾.

레이저-아크 하이브리드 용접시 금속증기와 이온화된 플라즈마가 함께 존재하는 플룸은 증발하면서 아크의 플라즈마 쪽으로 이끌려서, 아크의 도전 경로인 아크 플라즈마가 더욱 증가하고 아크 길이가 길어지기 때문에 레이저 단독 용접에서 생긴 플룸보다 더 밝으며, 두 프로세스를 동시에 용접하는 동안에 측정된 아크전압은 증가한다. 또한, 레이저와 펄스 MAG 하이브리드 용접에서는 레이저 유기 플룸에 의해서 낮은 전압에서도 쉽게 아크가 발생하여 용융지에 도달하였는데, 그 이유는 레이저 유기 플룸이 아크 전류가 단락되어 아크가 단절다가 다시 아크가 발생될 때에 전극봉과 모재사이에 아크 전류 통로로써 작용한 때문이었다. 따라서, 아크와 레이저 유기 플룸 사이에 일어나는 상호작용은 레이저출력의 형태와 실드가스, 아크전류, 전극과 모재 간의 거리, 레이저 조사점과 아크 전극의 사이의 거리, 전극의 각도에 영향을 받는다⁽⁴⁹⁻⁵⁵⁾.

상호작용에 영향을 미치는 실드가스는 고출력 레이저인 경우, 이온화 전압이 낮은 Ar 대신에 He 혹은 He 함량이 높은 혼합가스가 적합하다. 1030~1070 nm대의 파장길이를 가진 고출력 YAG 레이저, 디스크 레이저, 혹은 파이버 레이저를 사용한 하이브리드 용접에서는 He을 사용하면 레이저 유기 플룸이나 He의 이온화가 작게 생긴다. 파장길이가 짧은 고출력 레이저와 아크의 하이브리드 용접에서의 휘도와 반사빔의 형태는 레이저용접 때와 거의 같았으나, He과 Ar이 혼합된 실드가스에서는 레이저빔과 이온화된 Ar 플라즈마 및 레이저 유기 플룸 사이에 상호작용이 존재하지만 상호작용 영역과 모재 표면과의 거리가 짧아서 그 영향이 적었다⁽²⁶⁾. Fig. 2.2에 나타난 그래프에서도 알 수 있는 바와 같이, He은 온도의 함수로서 고온 영역에서 이온화가 어렵기 때문에 용융지

의 레이저 플라스마를 쉽게 제거할 수 있고, Fig. 2.3의 재료에 따른 레이저 파장의 흡수율을 나타낸 그래프에서와 같이, 짧은 파장대의 레이저 빔은 He의 실드가스 속을 쉽게 통과하여 용융지를 깊게 관통하게 한다^(23,56).

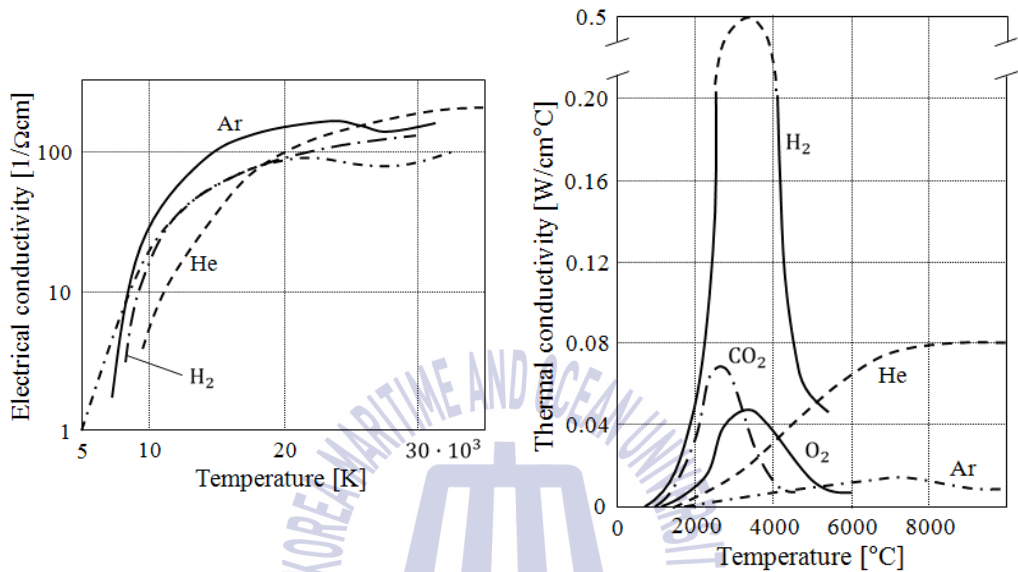


Fig. 2.2 Electric and thermal conductivity of shield gas at pressure of 1 atm

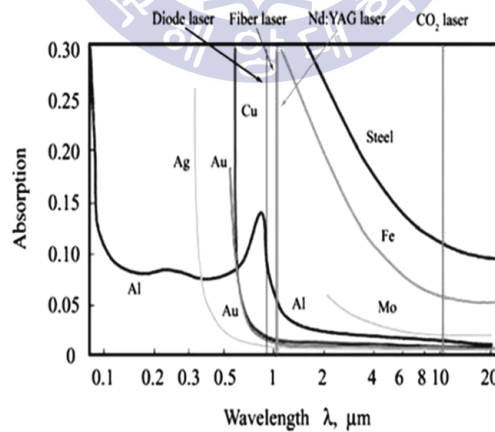


Fig. 2.3 Absorption of a number of metals as a function of laser radiation wavelength

(2) 아크와 레이저 유기 플라스마의 동적 거동

레이저-아크 하이브리드 용접시의 레이저 유기 플라스마는 레이저와 아크의 출력, 레이저 빔 중심축과 아크 전극의 작용점 사이의 거리, 혼합 실드가스, 전극의 각도 및 아크전류의 형태에 따라 다르게 움직인다. 일반적으로 아크는 거의 키흔 속으로 들어가서 바닥에 도달하지 않지만, 아크가 키흔 내부로 들어가게 되면 용융효율에 효과적으로 작용한다. 레이저와 MIG/MAG아크의 하이브리드 용접에서 아크전류가 낮으면 단락 이행이 쉽게 일어나고 심각한 스패터를 만들지만, 스프레이 이행을 만드는 보다 높은 아크전류에서는 와이어 끝단의 용융물이 용융지로 부드럽게 이행하여 깊고 건전한 용접부를 만든다.

또한, 전극과 레이저 빔이 같은 위치에서 작용하는 경우에는 용적이 레이저 빔 방사를 차단하거나 방해하여 얇은 용입을 만들지만, 적당한 거리에서는 용입이 깊고 건전한 비드를 만든다. Fig. 2.4(a)는 레이저 유기 플라스마와 아크 기둥이 서로 작용하여 아크가 레이저 키흔에 도달하는 전기적 통로가 만들어지고 있는 것을 나타내고 있으며, 레이저 플라스마가 아크 플라스마에 의해 넓게 퍼져 약해진 것이 관찰되고 있고, Fig. 2.4(b)와 Fig. 2.4(c)의 도식화된 그림은 이온화된 레이저 유기 플라스마가 아크 기둥 속의 용적 끝단에 전자기력이 집속되어 용적이 이행한 후 순간적인 단락에서도 강한 전자기력에 의해 스무드한 아크를 유지하게 하여 아크를 안정화하는 역할을 하고, 레이저가 만든 키흔 깊숙이 아크를 유도하여 깊은 용입이 가능하게 함을 나타내고 있다⁽⁵⁷⁾.

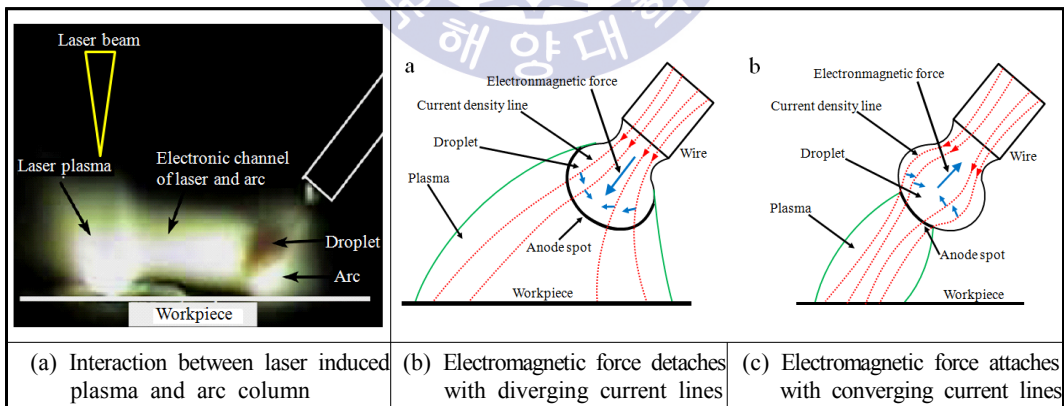


Fig. 2.4 Interaction between laser induced plasma and arc column in laser-MIG hybrid welding

2.2.2 용융지의 동적 거동과 기공의 형성 거동

(1) 용융지의 동적 거동

낮은 아크 전류에서의 용융물의 거동은 레이저 키홀의 입구에서 분출되는 레이저 유 기 플룸의 영향에 의해 생긴 경계면 전단응력(stream shear stress) 때문에 키홀 입구로부터 용융물이 떨어졌다가 표면장력에 의한 구동력과 전자기력 대류에 의해 키홀 입구로 다시 접근하게 되는데, 표면 가까이의 키홀 입구에 떨어진 용융물은 곧 바로 키홀 아래로 흘러 바닥으로 내려가 키홀 진행 방향의 뒤로 흐른 뒤 표면장력에 의해서 용융물 상부로 구동되어 키홀 입구 쪽으로 모였다가 전자기력에 의해 다시 뒤로 흐르면서 응고하게 되고 그 흐름은 넓게 나타난다.

레이저-MAG 하이브리드 용접을 적용한 후판 용접에서 관찰되는 높은 아크전류에서의 용융물의 거동은 아크의 높은 압력 때문에 용융지 표면이 더욱 더 오목하게 되고, 키홀에서의 플룸 분출과 더불어 강한 아크 플라즈마 때문에 키홀 입구의 용융물이 용융지 뒤로 급방 밀려난다. 뒤로 밀려난 용융물은 높은 전류 때문에 더 크게 작용하는 전자기력에 의해 용융물이 다시 하강하여 뒤로 밀려 나가 응고하게 된다. 또 열원의 배치에 따라, 레이저가 선행하는 경우에는 키홀 벽을 따라 하강하는 흐름이 지배적이지만, 아크 열원이 선행하는 경우에는 아크 플라즈마 때문에 생긴 용융물 흐름과 표면장력 때문에 용융지 표면에서 뒤쪽 방향으로 향하는 흐름이 더 강하게 나타난다⁽⁴²⁻⁴³⁾.

따라서 모재와 소모성 전극인 용접봉에 의한 용융지 내에 합금원소의 분포는 열원의 배치방법에 따라 다르게 된다. 알루미늄의 경우에는 아크 열원이 선행하면 아크 열원의 예열과 강한 아크 플라즈마 때문에 레이저 열원이 선행하는 열원배치방법보다 완전 용입을 위한 용접속도가 빠른 반면, 레이저 열원이 선행하는 경우에는 보다 미려한 용접 비드 형상을 얻을 수 있다.

(2) 용융지 내 기공의 형성 거동

하이브리드 용접시의 레이저 용접부에서는 키홀 전면의 강렬한 금속원소의 증발과 깊은 키홀의 붕괴로 인해 키홀의 아래 부분에 기포(bubble)가 만들어지게 되고, 아크전류의 크기에 따라 기포의 크기와 깊이가 다르게 형성된다. 아크전류가 큰 경우에 용융지 표면은 강한 아크압력에 의해 오목하게 눌러지게 되어 키홀 입구의 직경이 훨씬 커지게 된다. 또 강한 아크 플라즈마 흐름 때문에 용융물 흐름이 빨라져서 용융지가 넓혀지고 비드폭이 커지면서 기포가 줄어들게 되고, 용융액 속의 기포가 줄면 기공이 감소한다. 용융지는 키홀의 입구가 넓어진 반면 키홀 깊이가 줄고 안정하게 된다. 따라서

기포 형성은 아크 전류에 의존한다. 또한, 열원의 배치 방법에 따라 기포는 다르게 존재하는데, 아크열원이 선행인 경우가 레이저 선행인 경우보다 약간 더 크고 조금 더 깊은 위치에 존재한다. 아크전류가 낮은 경우에는 많은 수의 기포가 발생하여 응고하는 용융물 앞쪽에 갇혀서 기공으로 형성되고, 아크전류가 높은 경우에는 키홀의 직경이 커지고 오목해져 용융지 깊이가 아래로 낮아진다. 따라서 기포는 오목해지고 커진 키홀을 통해 쉽게 배출되어 기공이 사라진다⁽⁴³⁾. Fig. 2.5는 YAG레이저-MIG아크 하이브리드 용접에서 용융지에서의 기포와 기공의 형성과 제거 메커니즘을 설명한 예이다.

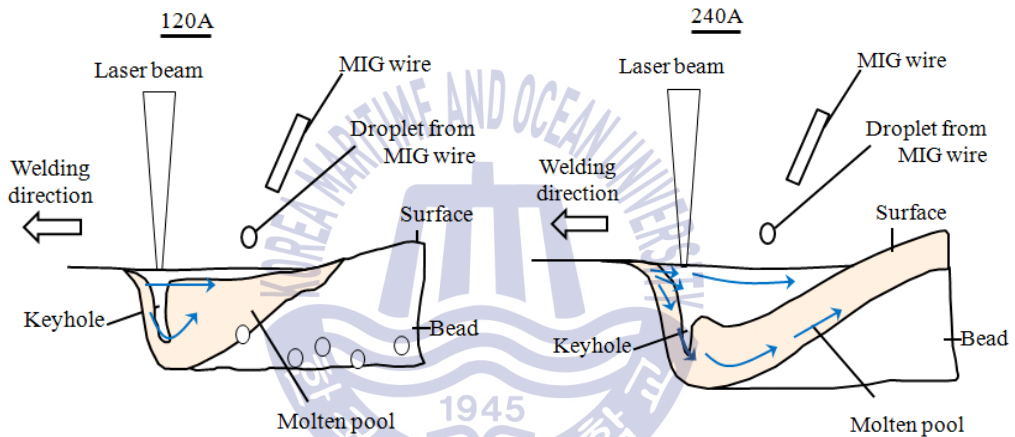


Fig. 2.5 Schematic representations of YAG-MIG hybrid welding phenomena, showing keyhole, bubble generation resulting in porosity and concave surface of molten pool at 240 A

제 3 장 구조용 강재의 아크 및 레이저-MIG아크 하이브리드 용접특성

3.1 서론

수송산업의 중요한 분야로서 조선업은 그 동안 국내의 산업 부분에서 큰 역할을 담당해 오고 있다. 선박 건조에 있어서 조립 공정의 많은 부분이 용접 작업으로 이루어지고 있고, 우수한 인적 자원과 끊임없는 기술 개발로 국내의 조선 기술은 뛰어난 실적을 이루어 세계 유수의 선박 건조 조선소들이 국내에 존재하고 있다. 그러나, 현재 적용되고 있는 각종 용접 기술은 기존의 아크 용접 방법이 주류를 이루고 있으며, 자동차 산업이나 반도체 산업에서 적용되거나 연구되고 있는 새로운 용접 기술인 레이저-아크 하이브리드 용접방법은 선박 건조의 구조적인 특징으로 인해 쉽게 적용되지 못하고 있는 실정이다.

레이저-아크 하이브리드 방법은 원자력 산업의 보수용이나, 이종재료 등 다변화되는 부재에 대한 용접의 필요성이 요구되고 자동화에 의한 생산성 향상과 비용 절감, 특수한 환경에 대한 적용 가능성으로 효용가치를 인정받고 있다^(8,32-36,58). 외국의 대형 조선사들이 이미 레이저-아크 하이브리드 용접법을 생산에 적용하고 있고, 국제 표준화 기구에서 규격으로 가이드 라인이 제정되어 생산에 적용할 경우 용접 방법과 용접 조건, 현장 적용에서 발생할 수 있는 결함에 대한 검사기준, 안전에 관한 요구 내용이 제시되고 있다^(10-13,18). 그러나 국내에서 선박 건조에 적용하는 구조용 강재에 대한 레이저-아크 하이브리드 용접의 실용화 연구는 아직 미미한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 레이저 열원 중 높은 에너지 효율과 빔 품질, 빔 전송이 유연하고 원격제어와 자동화가 쉬운 장점을 가지고 있는 고출력 디스크 레이저와 MIG 아크를 이용하여, 후판의 구조용 강재인 SS400, AH36 강에 대해서 각 열원들의 공정변수들에 대한 용접 특성을 평가하고 이를 기초로 레이저-아크 하이브리드 용접 열원의 용접특성을 비교 평가한다. 용접재료의 형상인자를 배제하기 위해 비드 용접을 실시하고, 그 기초자료를 기반으로 맞대기 용접을 실시하여 새로운 용접조건을 확보함으로써, 현장에서 변형이 없는 단일 용접 패스(single welding pass)에 의한 후판 용접이 가능한 방안을 제시하고자 하였다.

3.2 실험방법

3.2.1 실험재료 및 용접장치

(1) 실험재료

Table 3.1은 실험에 사용한 재료의 성분과 기계적 물성을 나타내고 있다. 실험에 사용한 재료는 일반적으로 조선 산업에서 선체구조용으로 사용되는 선급용 강재⁽⁵⁹⁾로서, 선급협회에서 규정한 강재 중 두께 100 mm이하의 인장강도 400~520 Mpa(항복강도 : ≥ 235 Mpa, 연신율 : ≥ 22 %)급인 선체구조용 압연강재인 SS400과 그 이상의 강도를 가진 490~620 Mpa(항복강도 : ≥ 355 Mpa, 연신율 : ≥ 21 %) 선체구조용 고강도강으로써, 충격인성 보증온도와 최소항복강도를 함께 보증하는 AH36 강을 사용하였고, MIG아크 용접용 와이어는 각 선급의 제조법 승인을 받은 50 kgf/mm²급 고강도강용 직경 1.2 mm의 SM-70을 사용하였다. 실험에 사용한 시험편의 크기는 연강의 경우 후판인 두께 8 mm×길이 200 mm×폭 80 mm를 사용하였고, AH36급 고강도강은 두께 8 mm×길이 200 mm×폭 80 mm 사용하여 용접특성과 비교하였으며, 또한 용접 특성의 비교 및 두꺼운 재료에 대한 특성의 경향을 파악하기 위해 두께 10 mm의 재료를 추가하여 용접특성을 파악하고자 하였다.

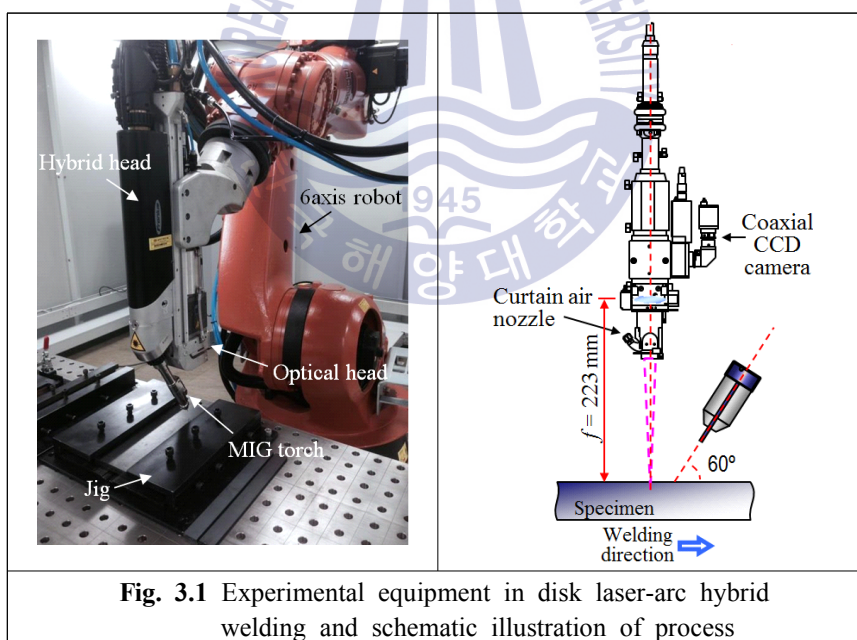
(2) 용접장치

실험에 사용한 MIG 아크 용접장치는 Fronius사의 Transpuls Synergic 3200모델이며, 용접토치는 6축 로봇에 설치되어 로봇 제어에 의해 용접이 수행되었다. 시험편은 변형과 이동방지를 위해 스테이지 위에 지그를 사용하여 고정시켰다. 또, MIG아크 용접시 용융지의 보호를 위한 실드가스는 용접토치의 전극과 동축으로 공급하였다.

레이저 용접 시 공정변수의 영향을 조사하기 위해 사용한 레이저 장치는 파장 길이 1,030 nm 최대출력 6.6 kW의 CW 디스크 레이저(TRUMPF, model: TruDisk)를 이용하였고, 빔 품질은 8 mm-mrad, 레이저 빔 전송은 0.2 mm 직경의 광 화이버가 사용되었으며, 냉각수 온도 범위는 5~20 °C로 유지되었다. 초점거리 223 mm는 burn pattern을 이용한 예비실험에서 확인하였고, Fig. 3.1은 실험에 이용한 레이저-아크 하이브리드 장치의 헤드부와 시험재 고정 지그를 나타낸다. 하이브리드 용접할 때의 MIG아크 토치는 레이저 빔 헤드가 장착된 로봇의 광학헤드 앞에 선행실험 결과에서 얻은 최적각도로 조정하여 일체식으로 고정시켰다.

Table 3.1 Chemical composition and mechanical property of test material

Element(wt %)	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	Ni	Cu	Yield strength (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	Elongation (%)
Materials												
Base material : SS400	0.14	0.23	0.7	0.015	0.005	-	-	-	-	297	441	26
Base material : AH36	0.15	0.39	1.5	0.02	0.003	0.08	0.03	0.01	0.008	376	543	24
Welding wire : SM-70 (Φ1.2 mm)	0.07	0.83	1.48	0.017	0.020	-	-	-	-	430	540	28



3.2.2 비드 및 맞대기 용접방법

(1) 비드 용접

용접부의 형상에 따른 인자를 배제하고 MIG아크 열원과 레이저 열원 각각의 특성을 조사하기 위하여 비드용접을 실시하여 각 변수들에 대한 용접특성들을 조사하였다. 용접을 실시하기 전에 시험편 표면은 아세톤 및 알코올로 탈지하였다. 또 레이저-MIG아크 하이브리드 용접 시 로봇의 팔 끝단에 장착된 레이저 빔 헤드와 함께 연동될 것을 예상하여, 실험에서는 후진법을 사용하였다.

레이저와의 하이브리드 용접의 장점인 고속 용접 속도에서의 용접특성을 파악하기 위하여, MIG아크는 용접속도 1.5~3.0 m/min로 설정하고, 용접전류를 140~320 A로 변경시키면서 MIG아크 DC 모드와 MIG아크 펄스 모드, CMT 모드의 용접특성을 실험하였고, 레이저 용접은 레이저 출력이 재료에 미치는 영향과 레이저와 용접속도의 연관성을 조사하기 위해서, 레이저 빔의 초점 위치에 따른 용입특성의 변화와 레이저 출력 및 용접속도의 변화에 따른 비드 용접특성을 조사하였다.

또, 레이저-MIG아크 하이브리드 비드 용접특성은 실드가스 유량, 레이저 빔 중심과 아크 전극간의 거리, 레이저 출력의 변화, 용접전류와 용접속도의 변화, 용접전압의 변화에 따른 용접특성을 조사하였고, MIG펄스아크 모드는 펄스 파형 변화에 따른 용접특성을 추가로 조사하였다. Fig. 3.2는 시험편이 설치된 레이저-MIG아크 하이브리드 비드 용접장치를 나타내고, Fig. 3.3은 레이저-MIG아크 하이브리드 용접조건을 정의한 모식도이다.

(2) 맞대기 용접

레이저-MIG아크 맞대기 용접용 시험편은 맞대는 면을 기계 가공하여 갭 간격의 영향을 최소화하였고, 재료의 두께를 8 mm와 10 mm의 두 종류를 사용하여 두께에 의한 용접 특성을 비교하였다. 레이저 빔과 아크간의 거리 $D_{LA}=3$ mm, 토치각도 60° , 전면 실드가스 Ar+CO₂ 20 l/min, 이면 실드 가스 Ar 15 l/min로 고정시킨 조건에서 MIG아크 전류와 용접속도의 변화에 따른 용접 특성을 조사하였다.

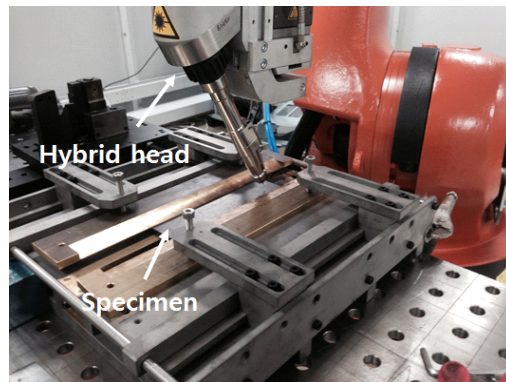


Fig. 3.2 Set up of laser-MIG arc hybrid welding system

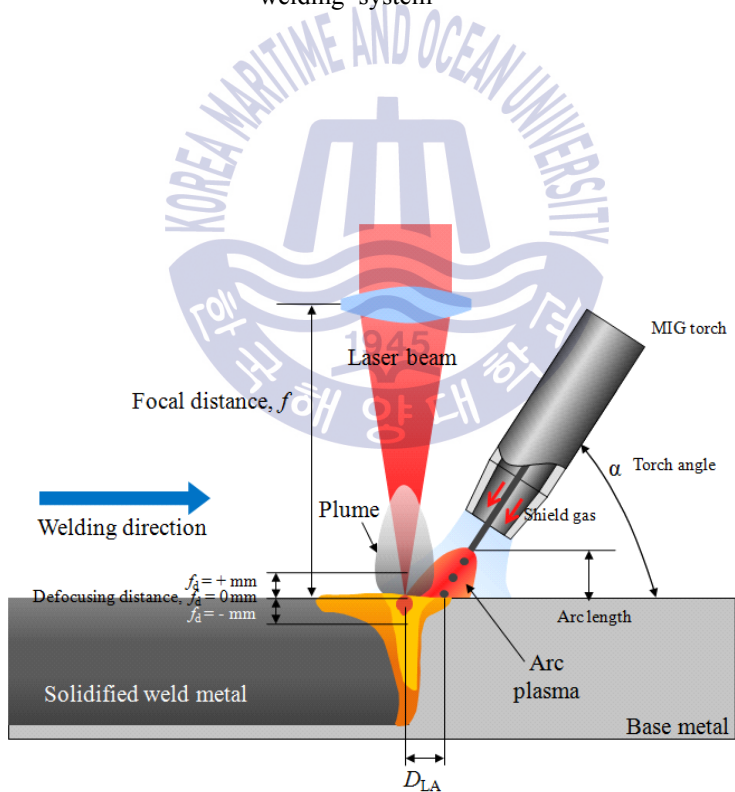


Fig. 3.3 Schematic illustration for definition of process parameters

3.3 실험결과 및 고찰

3.3.1 MIG아크 용접시의 공정변수의 영향

(1) 토치 각도

용접 토치는 토치의 진행 방향에 따라 전진법과 후진법으로 구분되고, MIG 아크 용접에서의 토치 각도(α)는 일반적으로 시험재의 표면에서 $70^\circ \sim 75^\circ$ 정도의 기울기를 가지고 사용되고 있으나⁽²⁾, 레이저와 아크의 하이브리드 용접 시에는 레이저와의 상대적 배치에 의해 그 위치와 각도가 영향을 받는다. 또 토치의 각도에 의해 용융지에 미치는 아크 기둥의 형상과 용융지의 크기가 달라지는데, 조사한 참고문헌 중, 용접 토치의 각도는 레이저 빔 공급을 위한 광학 헤드 형상, 레이저 빔과 아크와의 거리, 열원의 선행 조건 등 용접 변수에 따라서 다르게 적용하고 있고, 토치각도를 선택한 적절한 사전 연구의 결과는 보이지 않았다^(9,17,19,46).

따라서 본 연구에서는 하이브리드 용접을 실시하기 전에, 적절한 토치각도의 기초자료를 확보하기 위해 다른 조건을 일정하게 하고 용접토치의 각도만을 변화시켜 용입특성을 검토하였다. 실험 각도는 수평면으로부터 $50^\circ \sim 90^\circ$ 범위에서 10° 씩 변화시켜 실험하였고, 토치의 진행방향은 후진법을 적용하였다. 후진법은 용융금속이 아크의 발생점보다 뒤쪽에 위치하고, 아크가 모재를 먼저 가열하고 용융시켜 만들어진 용융지에 레이저가 작용하게 되어 보다 깊은 용입을 만들게 되며, 좁은 비드폭과 높은 덧살높이, 안정된 아크 발생과 적은 스파터 발생 등의 장점이 있다^(2,17,46).

전류값은 Fronius 용접기의 소프트웨어에서 제공하는 실험재료의 두께별 적정 전류값을 사용하였으며, 토치 각도의 영향을 실험한 재료는 두께 8 mm의 연강재이고, 아크전류와 용접속도는 MIG 직류 모드의 경우 240 A, 0.6 m/min, MIG 펄스 모드의 경우 215 A, 0.6 m/min 이었으며, CMT 모드의 경우 140 A, 0.4 m/min을 적용하였다.

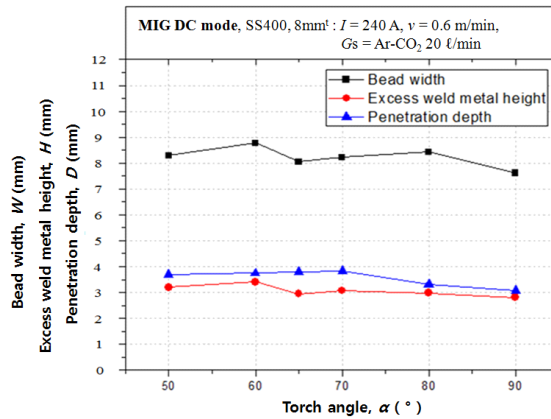
Fig. 3.4에 MIG 직류 모드, MIG 펄스 모드, CMT 용접을 실시한 각 실험조건에서의 토치 각도에 따른 비드 외관과 용접부 단면을 나타내었고, Fig. 3.5에 비드 폭, 덧살 높이, 용입 깊이를 나타내었다. MIG 직류 모드(Fig. 3.5 (a)), MIG 펄스 모드(Fig. 3.5 (b)) 및 CMT 모드(Fig. 3.5 (c))의 모든 용접 조건에서 건전한 형상과 외관을 보이고 있고, 용접 전류가 낮을수록 입열량이 적어 비드 폭은 현저히 줄어들고 있으나, 덧살 높이는 펄스 모드와 CMT 모드에서와 거의 유사하게 나타나고 있음을 보이고 있다. CMT 모드에서 용입깊이가 줄어든 반면 덧살 높이가 유사한 것은 저입열 특성으로 인해 깊은 용

입이 이루어지지 않고, 느린 용접속도에 의해 용융된 소모성 전극이 표면장력에 의해 표면에서만 용착된 때문으로 사료된다.

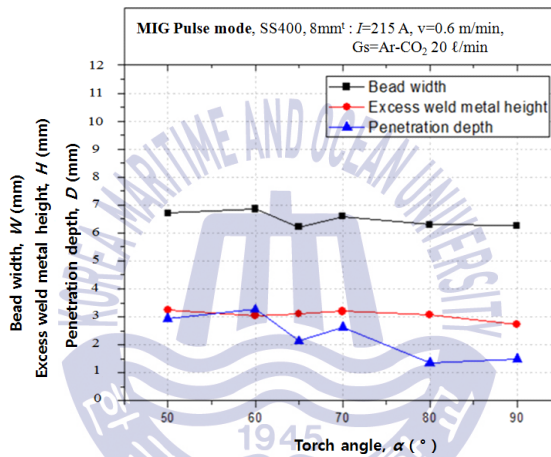
아크전류 240 A, MIG 직류 모드의 비드 폭이 최대인 각도는 60°, 최대 용입 깊이는 토치의 각도 65°~70°에서 약 3.8 mm로 가장 깊었고, 80°이상일 경우 용입 깊이가 현저히 줄어들고 있다. 레이저와 MIG 직류 아크 하이브리드 용접시 레이저빔 헤드와의 관계를 고려하여 하이브리드 용접시 토치각도는 50°~70° 범위가 적합할 것으로 판단된다. 215 A MIG 펄스 모드의 용입 깊이는 50°에서 증가하여 60°에서 약 3.3 mm로 가장 깊었으며 65°에서부터 줄어들어 80°~90°에서 현저한 감소를 보이고 있기 때문에 MIG 펄스 모드와의 하이브리드 용접 시 토치각도는 50°~60°가 적절할 것으로 판단된다. CMT 모드의 경우 70°이상의 각도에서 용입깊이 약 1 mm 정도로 가장 깊었지만 토치의 각도와 관계없이 거의 일정하였고, 비드 폭과 덧살 높이, 용입 깊이를 고려하면 70°~90°범위의 토치각도가 적합하다고 판단된다.

Welding mode	α (°)						
	Bead	50°	60°	65°	70°	80°	90°
MIG(DC) 240 A, 0.6 m/min Ar-CO ₂ (20ℓ/min)	Front bead						
	Cross section						
MIG(pul.) 215 A, 0.6 m/min Ar-CO ₂ (20ℓ/min)	Front bead						
	Cross section						
CMT 140 A, 0.4 m/min Ar-CO ₂ (20ℓ/min)	Front bead						
	Cross section						

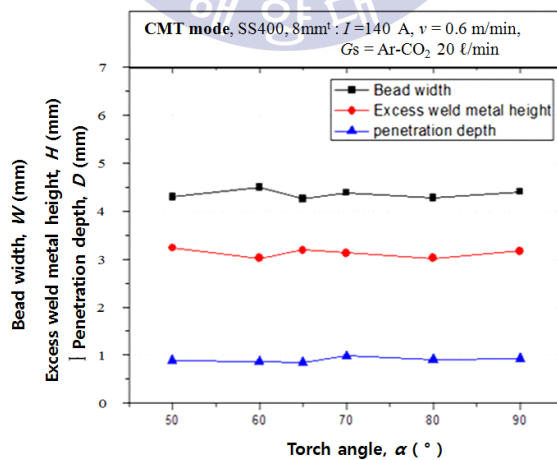
Fig. 3.4 Photos of bead appearance with torch angles



(a) MIG DC mode



(b) MIG Pulse mode



(c) CMT mode

Fig. 3.5 Variations of welding characteristics with torch angles

(2) 용접전류와 용접속도

아크 용접에서 소모성 전극을 사용하는 정전압 특성의 MIG 용접의 입열량은 아크전류와 용접속도에 영향을 크게 받는다.

용접 입열량은 용접속도가 증가하면, 입열량이 줄어들어 깊은 용입이 어렵게 된다. 하이브리드 용접을 실시하는 중요 목적 중 하나인 빠른 용접속도와 깊은 용입을 얻기 위해서, 아크 열원과 레이저의 하이브리드 기초자료를 확인하기 위해서 용접전류와 용접속도에 대한 용입특성을 확인하고자 하였다.

MIG 직류 모드, MIG 펄스 모드, CMT 모드에서 용접변수 중 토치각도, 실드가스를 일정하게 한 조건에서 용접전류와 속도를 변경시켜 용입특성을 조사하였다.

Table. 3.2에 각 용접 모드에 대한 용접전류와 속도를 변화시켰을 때 용입특성을 조사하기 위한 변수들의 범위를 나타내었다. Fig. 3.6과 Fig. 3.7은 MIG 직류 모드와 펄스 모드의 용접전류와 속도를 변화시켰을 때 비드 전면과 횡단면 및 용입깊이, 덧살크기, 비드폭을 나타내었고, Fig. 3.8과 Fig. 3.9는 CMT 모드에서 용접전류와 속도를 변화시켰을 때 비드 전면과 횡단면 및 용입깊이, 덧살크기, 비드폭을 나타내었다.

Fig. 3.6은 MIG 직류 모드와 MIG 펄스 모드에서 용접전류를 195 A~270 A의 범위에서 15 A 간격으로 변경하면서, 각각의 아크전류에서 일반적인 MIG아크 용접속도인 0.6 m/min로부터 1.3 m/min의 범위 및 레이저-아크 하이브리드용접시 고속 용접 범위에서의 용입특성을 검토하기 위해 1.5 m/min~3.0 m/min 범위까지 변경하면서 실험을 실시한 결과 중 대표적인 비드의 전면 상태와 횡단면을 나타낸 사진이다. 또 Fig. 3.7에 MIG 직류 모드와 펄스 모드에서 용접전류와 용접속도의 변동에 따른 비드폭, 덧살의 크기, 용입깊이를 비교한 결과를 나타내었다. 비드폭, 덧살크기, 용입깊이는 용접전류가 증가함에 따라 증가하고, 용접속도가 증가함에 따라 작아지고 있다.

MIG 직류 모드 용접에서는 용접속도가 0.6 m/min인 경우, 모든 전류 범위에서 건전한 비드 형상을 보이고 있으나, 용접속도 1.3 m/min의 경우 전 범위의 용접전류에서 언더컷이 관찰되었으며, 사전 시험에서 용접속도 0.6~0.9 m/min까지의 용접속도에서는 모든 전류구간에서 건전한 용접 비드 형태를 나타내었다. 그러나 용접속도 1.0 m/min이상의 용접속도에서는 용접전류가 240 A 이상의 영역에서 언더컷이 발생하였다. 하이브리드 용접의 장점인 빠른 용접속도를 상정하여, 용접전류의 실험범위를 넓히고 1.5~3.0 m/min의 범위에서 실험한 결과, 1.5 m/min 이상의 빠른 속도범위에서는 모든 용접속도에서 언더컷, 다량의 스패터와 함께 험핑비드가 관찰되었다. Fig. 3.6에 나타낸 용접속도 2

m/min의 속도에서 각 전류 구간에 대한 비드외관과 단면을 관찰한 결과, 모든 전류구간에서 언더컷이 발생되었다.

MIG 펄스 모드 용접에서의 비드 외관과 단면 형상은 MIG 직류 모드 용접보다 비드 외관이 미려하고 안정된 모습이 관찰되었고, 비드폭은 감소하였으나 덧살의 크기는 모든 실험 전류 영역에서 거의 일정한 것이 관찰되었다. 사전실험에서 1.5 m/min~3.0 m/min의 빠른 용접속도에서는 거의 모든 속도 범위에서 언더컷이 발생하였다. 2 m/min의 용접속도에서 직류 모드의 경우 아크전류 200~240 A 구간을 제외한 낮은 전류와 높은 전류구간에서 험핑비드가 발생하였으나, 펄스 모드의 경우 아크전류 140 A, 320 A에서 험핑비드가 발생하였다. 따라서 직류 모드의 용접전류 보다 펄스 모드 용접전류에서 비드는 더욱 안정되었다.

용입깊이와 비드폭을 고찰한 결과, 주로 역극성의 전류를 사용하는 MIG 용접은 소모성 전극이 높은 아크열에 의해 모재가 충분히 가열되기 전에 단면적이 작은 소모성 전극봉이 먼저 용융되어 아크기둥을 통해 모재의 용융홀로 이행하게 되어 용입깊이가 얇게 된 것으로 사료되었다. 펄스 파형의 전류는 동일한 평균 전류 값에서 연속파형의 직류전류에 비해 높은 피크전류 구간에서 용입을 증가시키고 베이스전류 구간에서 아크를 유지시키는 역할을 함으로써 입열이 감소되어 변형이 줄어들고 비드가 안정된 것으로 판단되었다. 또, 비드폭이 소폭 줄어들고 용입깊이가 소폭 깊어지는 결과로부터 단락이행에서 스프레이이행으로 바뀌는 전이구간이 존재하는 것으로 판단되고, 직류 모드는 용접속도 0.6 m/min, 1.3 m/min의 경우 용접전류 240 A부근, 펄스모드는 0.6 m/min는 215 A가 전이전류로 판단되었으나, 1.3 m/min에서는 비드폭과 용입깊이가 계속 증가하여 전이구간을 판단하기가 어려웠다.

이상의 실험에서 MIG 직류 모드 용접은 속도가 0.6~0.9 m/min인 경우 안정된 비드외관과 용입깊이를 나타내었으나 1.0 m/min 이상의 용접속도에서는 전류가 높아질수록 험핑비드와 언더컷이 발생하였고, MIG 펄스 모드 용접에서는 0.6~1.3 m/min의 속도에서 좁은 비드폭과 직류모드와 유사한 용입깊이를 나타내었고, 1.5~3.0 m/min의 빠른 용접속도에서는 모든 전류 구간에서 언더컷이 형성되었다. 따라서 MIG 용접 단독으로는 깊은 용입과 안정된 비드형태를 얻을 수 없었고, 적은 입열과 험핑비드가 적은 MIG 펄스 모드가 직류 모드보다 안정된 비드 형태를 나타내었고, 모든 용접 속도에서 안정된 비드를 만드는 전류구간이 넓었다.

Fig. 3.8은 CMT 모드의 속도와 전류의 변화에 대한 비드외관과 횡단면으로써 저입

열 용입특성 때문에 용입깊이가 1~2 mm로 얇고 비드폭이 좁으며 덧살크기가 용입깊이에 비해 상당히 크게 관찰되었고, 낮은 전류와 저속 용접에서는 언더컷이 없는 미려한 용접 외관을 나타내었다.

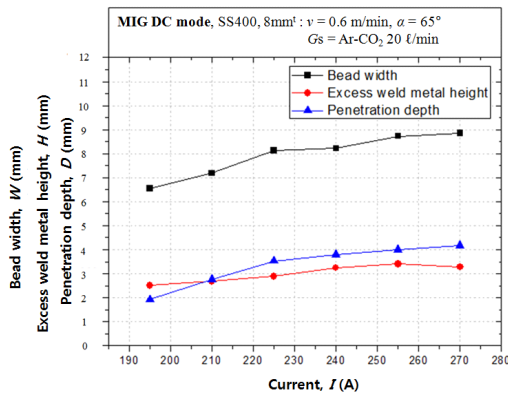
또 Fig. 3.10에 MIG 직류 모드와 펄스 모드를 비교한 결과를 나타내었다. 비드폭은 펄스 모드보다 직류 모드에서 더 넓었고 전류가 증가함에 따라 그 차이는 더 증가하였다. 용입깊이는 펄스 모드와 직류 모드가 큰 차이 없이 유사한 값을 나타냈으며, 덧살 높이도 유사한 값을 나타내었다. Fig. 3.10(d)는 240 A, 0.6 m/min의 조건일 때의 직류 모드와 펄스 모드의 비드폭, 용입깊이 및 어스펙트 비를 나타낸 그래프이고, 비드폭은 펄스 모드일 때가 직류 모드에 비해 약 1mm정도 작았으나 용입깊이는 비슷하였다. 용입깊이/비드폭으로 표현되는 어스펙트 비가 크다는 것은 좁고 깊은 용접부를 의미한다. 어스펙트 비가 큰 용접부는 작은 용접부에 비해 수축응력이 작고 비교적 균일하게 입열이 작용하므로 수축에 의한 변형의 정도가 작다. 어스펙트 비의 값은 직류 모드 시 0.424, 펄스 모드 시 0.476로 펄스 모드의 값이 직류 모드의 값보다 더 크다. 따라서 직류 모드에 비해 펄스 모드의 경우가 펄스에 의한 입열량 조절로 인해 어스펙트 비가 더 큰 용접부를 얻을 수 있고, 그에 따른 변형의 정도도 더 적은 것을 알 수 있다.

Table 3.2 Variant welding current and speed at arc welding

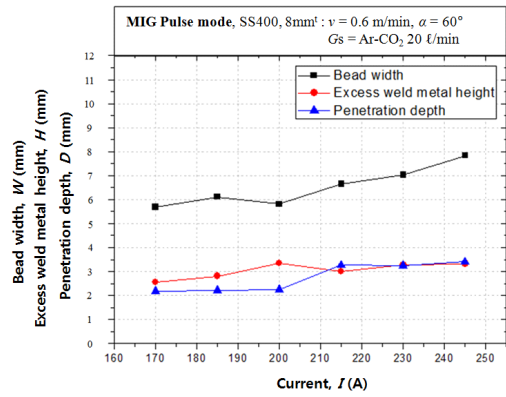
Parameter Welding type	Arc current, I (A)	Welding speed v (m/min)	Torch angle, α (°)	Shield gas, G_s (ℓ/min)	Material & Thickness (mm)
MIG (DC)	195,210,225, 240,255,270	0.6, 0.7, 0.8, 0.9 1.0, 1.1, 1.2, 1.3	65	Ar-CO ₂ , 20	mild steel, 8 ^t
	140,170,200,230 260,290,320	1.5, 2.0, 2.5, 3.0	65	Ar-CO ₂ , 20	mild steel, 8 ^t
MIG (pulse)	170,185,200, 215,230,245	0.6, 0.7, 0.8, 0.9 1.0, 1.1, 1.2, 1.3	60	Ar-CO ₂ , 20	mild steel, 8 ^t
	140,170,200,230 260,290,320	1.5, 2.0, 2.5, 3.0	60	Ar-CO ₂ , 20	mild steel, 8 ^t
CMT	140,150,160, 170,180,190,205	0.4, 0.5, 0.6, 0.7,0.8	70	Ar-CO ₂ , 20	mild steel, 8 ^t

MIG(DC/Pulse) mode : 8 mm ^t , $\alpha = 65^\circ$ / 60° , $G_S = \text{Ar} - \text{CO}_2$ 20 l/min								
Current, I(A) Speed(m/min)		195 A	210 A	225 A	240 A	255 A	270 A	
0.6	Front (DC)							
	Cross section (DC)							
1.3	Front (DC)							
	Cross section (DC)							
Current, I(A) Speed(m/min)		170 A	185 A	200 A	215 A	230 A	245 A	
0.6	Front (Pulse)							
	Cross section (Pulse)							
1.3	Front (Pulse)							
	Cross section (Pulse)							
Current, I(A) Speed(m/min)		140 A	170 A	200 A	230 A	260 A	290 A	320A
2.0	Front (DC)							
	Cross section (DC)							
	Front (Pulse)							
	Cross section (Pulse)							

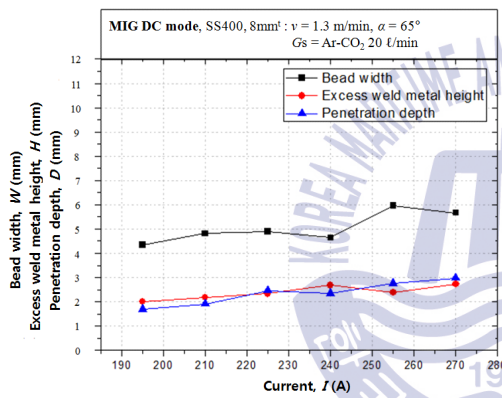
Fig. 3.6 Bead appearances with welding current and speed(MIG DC and Pulse)



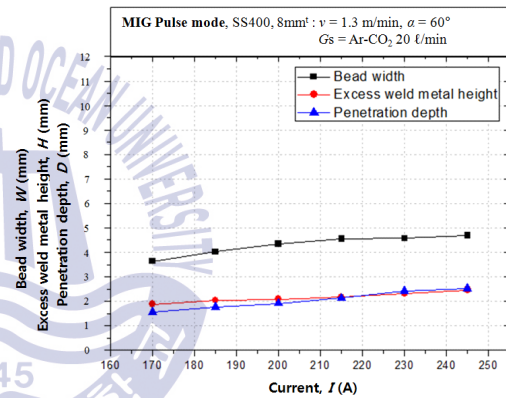
(a) $v=0.6$ m/min (DC mode)



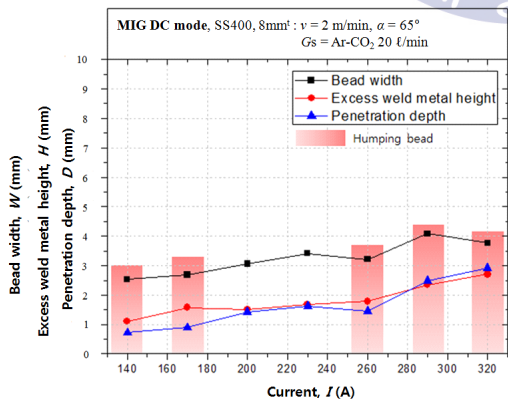
(d) $v=0.6$ m/min (Pulse mode)



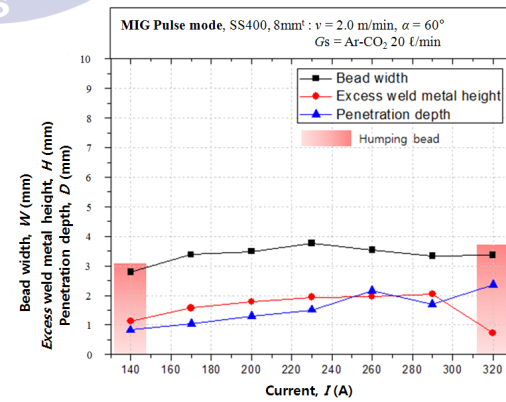
(b) $v=1.3$ m/min (DC mode)



(e) $v=1.3$ m/min (Pulse mode)



(c) $v=2.0$ m/min (DC mode)

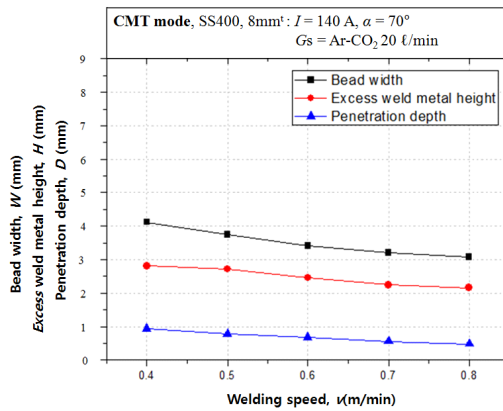


(f) $v=2.0$ m/min (Pulse mode)

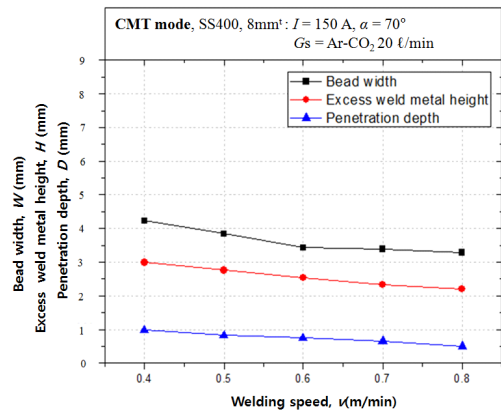
Fig. 3.7 Arc welding characteristics with welding current and speed(MIG DC and Pulse)

CMT mode : 8 mm ^t , $\alpha = 60^\circ$, $G_s = \text{Ar} - \text{CO}_2$ 20 l/min,							
Current, I(A)		140		150		160	
Speed (m/min)		170		180		205	
0.4	Bead appear.						
	Cross section						
0.6	Bead appear.						
	Cross section						
0.8	Bead appear.						
	Cross section						

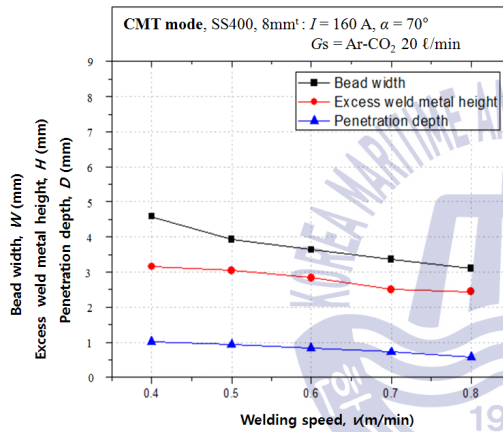
Fig. 3.8 Bead appearances with welding current and speed(CMT)



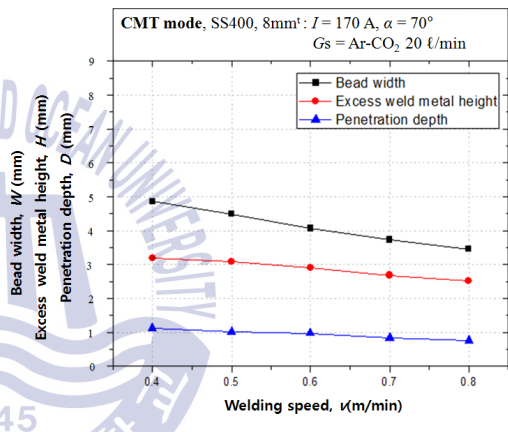
(a) $I = 140$ A



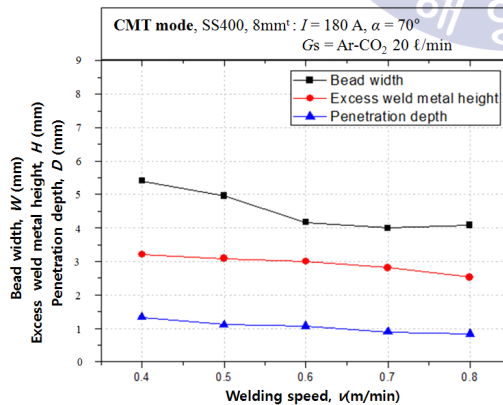
(b) $I = 150$ A



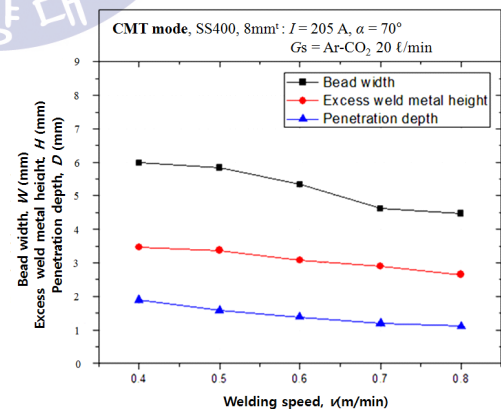
(c) $I = 160$ A



(d) $I = 170$ A

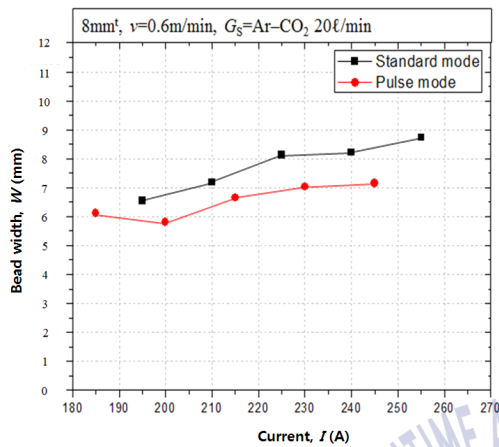


(e) $I = 180$ A

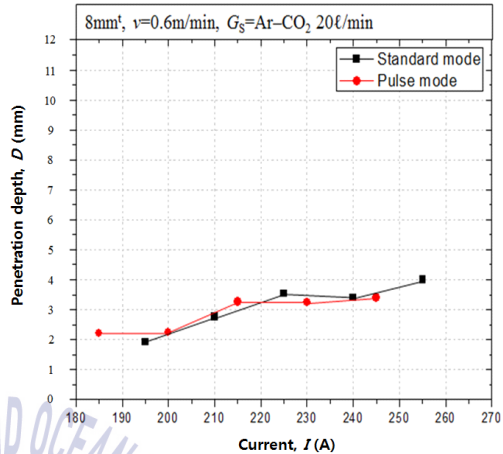


(f) $I = 205$ A

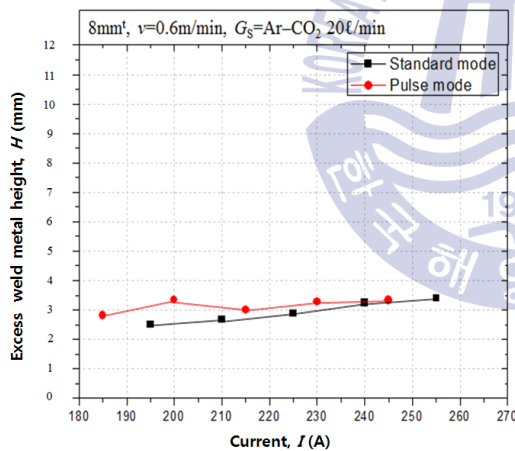
Fig. 3.9 Comparisons of CMT welding characteristics with welding current and speed



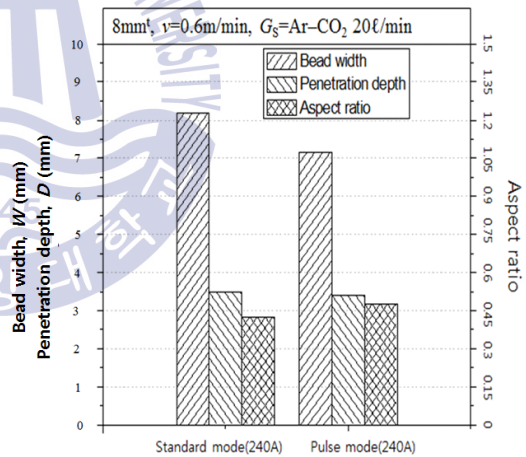
(a) Bead width, W (mm)



(b) Penetration depth, D (mm)



(c) Excess weld metal height, H (mm)



(d) Aspect ration

Fig. 3.10 Aspect ratio between MIG DC mode and pulse mode welding

(3) 용접전압

용접전압은 아크전압 만을 고려하였고, 아크전압은 전극 끝단과 모재 사이의 전압만을 고려하였다. 따라서, 전극의 돌출길이 끝단에서 모재까지의 거리가 중요하며, 전압은 아크 길이에 비례한다⁽²⁾. 아크전압의 영향을 조사하기 위하여 본 실험에서는 자기제어 특성을 가진 정전압 MIG 아크 용접기를 사용하였고, 이전 실험에서 안정된 비드의 형상이 확인되었던 조건 중에서 선정하여 MIG 직류 모드와 MIG 펄스 모드에 대하여 실험을 수행하였다

Table 3.3에 전압의 영향을 조사하기 위해 적용한 실험 변수들을 나타내었다. Fig. 3.11과 Fig. 3.12는 비드외관과 횡단면 및 비드 폭, 덧살크기와 용입깊이를 측정된 값을 나타내고 있다. Fig. 3.11과 Fig. 3.12에서, MIG 직류전류 모드에서 전압이 증가하고 아크길이가 증가할수록 비드폭이 넓어지고 용입깊이는 감소하는 경향이 보였다. 이것은 MIG 용접의 극성이 역극성이기 때문에, 음극인 모재표면이 산화되어 산화막이 형성되고, 전극과 모재 사이의 아크를 유지하기 위한 전자 방출이 산화막 아래의 모재에서 일어나 산화막을 제거하면서 낮은 온도에서 전자방출이 일어나게 된다. 따라서 음극인 모재에서 전자가 방출될 때 산화막을 제거하는 일함수만큼의 에너지를 소모하고 방출되기 때문에 모재를 냉각시키는 효과가 있어서 아크 길이가 길어질수록 모재의 온도가 낮아져 용입 깊이가 감소하는 것으로 판단되었다⁽²⁾. 또 전압이 32.3 V(기준 전압의 +10%) 이상인 경우 언더컷이 발생하고 있는데, 이것은 역극성의 아크용접의 특징인 청정 작용에 의해 모재의 표면 온도가 보다 빨리 냉각되고, 또한 제거된 산화막은 모재보다 낮은 비중으로 용융지의 용액보다 가볍기 때문에 용액의 움직임에 따라 응고되는 용액의 경계면으로 상승하여 언더컷을 형성하는 것으로 생각된다^(54,60-61).

반대로, 전압이 낮은 쪽으로 이동할수록 비드 폭이 감소하고 용입이 깊어지는 현상이 관찰되었다. 이것은 아크전압이 낮아지면서 아크길이가 짧아져 음극인 모재와 전극이 가까워져 아크력이 집중되어 상대적으로 깊은 용입이 이루어진 것으로 판단되었다. 그러나 너무 낮은 전압에서는 전극인 용접봉의 길이가 길어져 순간적인 단락이 일어난다. 작은 단면적의 소모성 전극은 통전된 전류에 의해 급격히 가열되어 용융되고, 용적이 폭발적으로 분산하는 스패터를 만들게 된다. 이때 스패터는 열을 가지고 분산되기 때문에 용융지 온도가 낮아져 용입이 줄어들고, 단락이행이 반복되어 아크가 불안정하고 비드가 일정하지 않았던 것으로 사료되었다^(2,57).

한편 MIG 펄스 모드의 경우, 32.2 V(기준전압의 +15%)이상의 높은 전압에서 아크길

이가 길어졌을 때 언더컷이 관찰되었고, 이것은 MIG 직류 모드와 동일한 현상이라 사료된다. 그러나 나머지 전압강하나 전압상승 영역에서는 MIG 직류 모드 보다 건전한 비드 형태를 보이고 있는데, 이것은 펄스 전류의 피크전류와 베이스전류의 효과로 인한 용융지의 입열이 직류 모드에 비해 안정된 때문으로 사료된다⁽⁶²⁾.

따라서 MIG 직류 모드와 MIG 펄스 모드는 아크전압의 과도한 상승, 즉 아크길이의 과도한 증가는 용접부에 결함을 발생시켰다. 비드폭은 전압이 상승하면 넓어지고 감소할 때 좁아지며, 용입깊이와 덧살크기에 영향을 미치지 않았다. 전압은 기준전류의 전압보다 폭 넓은 범위에서 아크의 안정성을 유지할 수 있었고, 전압이 낮을수록 비드 폭이 더 좁아짐을 확인하였다.

Table 3.3 Parameters for investigation of effect on welding voltage

Welding mode	Constant parameters		Variant parameters
MIG DC	Current, I (A)	240	
	Voltage, (V)	29.4	23.5, 25, 26.5, 32.3, 33.8, 35.3
	Speed, v (m/min)	0.9	
	Shield gas, G_s (ℓ/min)	Ar-20 %CO ₂ , (20)	
MIG Pulse	Current, I (A)	245	
	Voltage, (V)	28	22.4, 23.8, 25.2, 30.8, 32.2, 45.6
	Speed, v (m/min)	0.9	
	Shield gas, G_s (ℓ/min)	Ar-20 %CO ₂ , (20)	

MIG DC mode: 8 mm ^t , I=240 A, v=0.9 m/min $\alpha=65^\circ$, Gs=Ar-CO ₂ 20 l/min			MIG Pulse mode: 8 mm ^t , I=245 A, v=0.9 m/min $\alpha=60^\circ$, Gs=Ar-CO ₂ 20 l/min		
Voltage(V) (changing rate)	Front apearance	Cross section	Voltage(V) (changing rate)	Front apearance	Cross section
23.5 (-20%)			22.4 (-20%)		
25 (-15%)			23.8 (-15%)		
26.5 (-10%)			25.2 (-10%)		
29.4 (0%)			28 (0%)		
32.3 (+10%)			30.8 (+10%)		
33.8 (+15%)			32.2 (+15%)		
35.3 (+20%)			45.6 (+20%)		

Fig. 3.11 Bead appearances with variant voltage

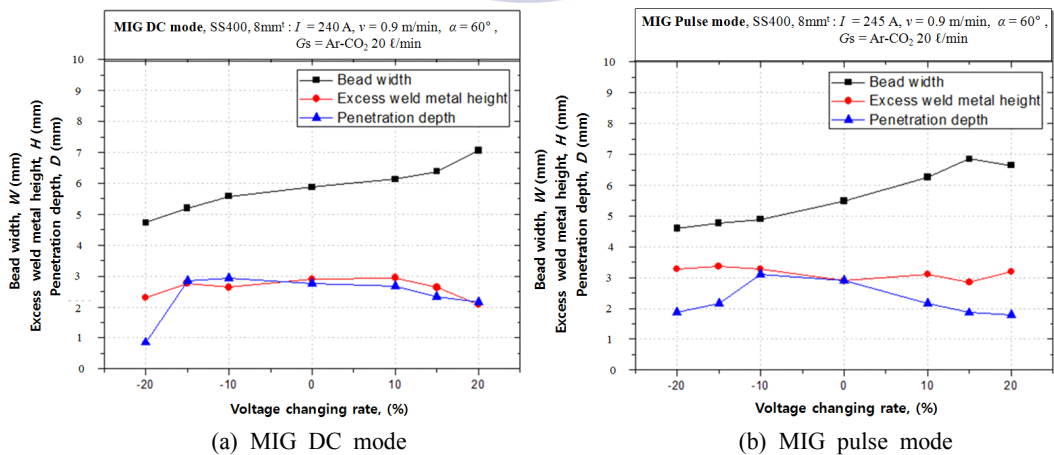


Fig. 3.12 Variations of welding characteristics with variant voltage(MIG DC and pulse)

(4) 실드가스

MIG 용접에서 주로 용융지 보호를 위해 불활성 가스인 Ar이 사용되지만, 용융흐름과 용융지 온도를 높여 스패터를 줄이기 위해 Ar기반에 O₂, CO₂가스를 혼합하여 사용하기도 한다^(2,7). 그러나 레이저 열원이 사용되는 환경을 대비해 Ar, He 가스와 Ar과 CO₂를 혼합한 조건을 포함하여 실드가스의 용입 특성을 조사하였다. 실험에는 MIG Pulse 모드, 아크전류 215 A, 용접속도 1.2 m/min, 토치각도 60°로 일정하게 한 조건에서 후진법을 사용하였고, 실드가스 유량을 20 l/min로 일정하게 하여 실드가스 종류만 변경하였다. Fig. 3.13은 사용한 가스의 종류별 비드 형상과 횡단면을 보이고, Fig. 3.14는 비드 폭, 덧살 높이, 용입 깊이를 측정하여 비교한 값이다.

비드 단면을 관찰한 결과, 순수 Ar과 He을 사용한 비드 단면에 약간의 언더컷이 보이고 있고, He 가스를 사용한 경우 비드 폭이 불안정한 모습을 보이고 있다. 또 He은 동일한 실드가스 유량에서 낮은 덧살 높이와 용입 깊이를 보이고 있고 Ar가스 보호 분위기의 비드 단면 모양은 덧살 높이가 높고 볼록하다. He가스의 유량을 23 l/min로 증가시킨 경우 20 l/min 조건에서의 비드 형상보다 비드 폭이 줄어들고 덧살 높이가 증가하였다. 순수 Ar의 경우 상대적으로 저온인 아크 온도 영역에서 열전도율이 낮아 에너지가 아크 플라즈마 중앙부에 집중되어 용융물이 가운데로 몰려 종 모양의 볼록한 비드 형상을 나타내었고, 가장자리에 약간의 언더컷이 형성되었다. 또 순수 He가스 분위기에서는 낮은 밀도와 높은 열전도율을 가진 He 가스의 특성 때문에 에너지가 고르게 작용하여 비드는 넓고 낮아지지만 He이 가지고 대기 중으로 분산되는 에너지로 인해 입열이 충분하지 못해 용입 깊이가 얇고, 비드를 충분히 보호하지 못해 언더컷이 생기는 것으로 판단되며, He 가스 유량이 늘어날 경우 비드 형상이 높아지고 용입 깊이가 깊어지고 있으나 언더컷은 여전히 남아 있다.

이에 비해, Ar-CO₂ 혼합가스를 사용한 경우 Ar와 CO₂는 밀도가 높아 충분히 용융지를 보호하고 CO₂가 고온에서 해리되어 산소이온을 만들고 산소가 용융지 속에서 반응하면서 온도를 상승시킴으로서 비드 폭과 용입 깊이를 증가시키고, 표면에 생성된 산화막이 용융지를 보호하여 언더컷 형성을 방지한 것으로 생각된다^(27-29,60-61). Fig. 3.15는 Ar-CO₂혼합 가스의 유량을 0~20, 23 l/min으로 변경시킨 경우의 비드 외관과 횡단면 및 종단면을 관찰한 것이고, Fig. 3.16은 비드폭, 덧살높이, 용입깊이를 비교한 것으로 20 l/min 조건에서 가장 깊은 용입과 건전한 비드 형상을 나타내었다.

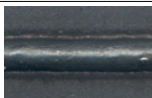

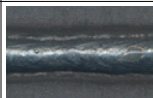
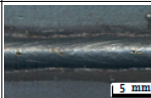
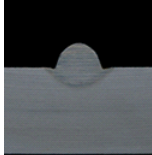
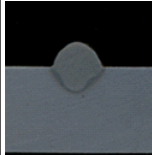
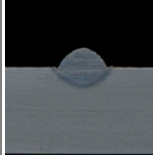
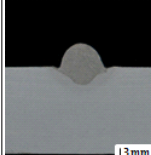
MIG Pulse mode : 8 mm ^t , I = 215 A, v = 1.2 m/min, α = 60 °				
Shield gas	Ar (20 l/min)	Ar-CO ₂ (20 l/min)	He (20 l/min)	He (23 l/min)
Bead				
Cross section				

Fig. 3.13 Bead appearances with Ar, He and Ar+CO₂ shield gas(MIG pulse)

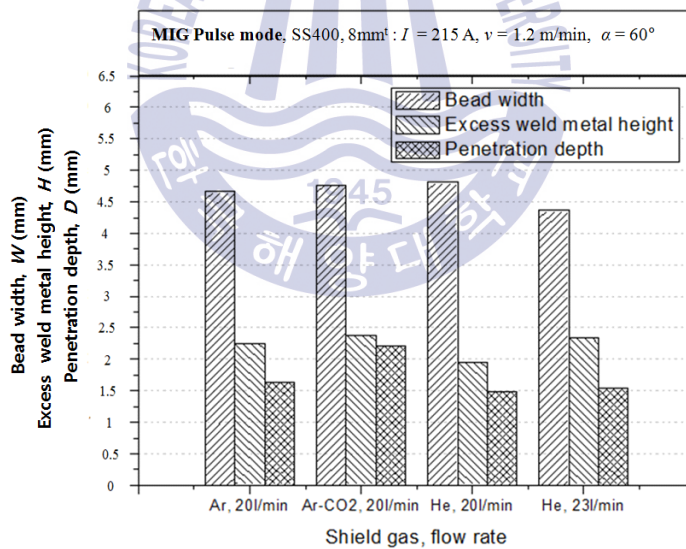


Fig. 3.14 Comparison of welding characteristics with shield gas(MIG pulse)





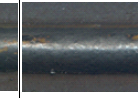
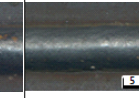
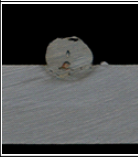
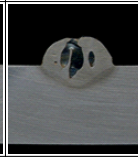
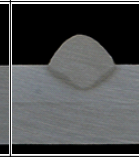
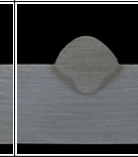
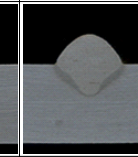
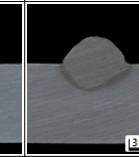
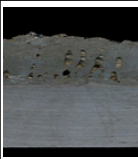
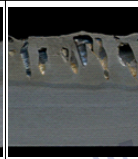
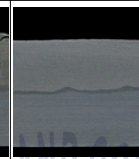
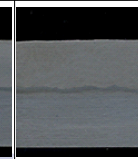
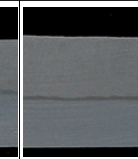
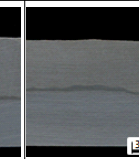
MIG Pulse Mode : 8 mm ^t , I = 215 A, v = 0.6 m/min, α = 60°						
Flow rate(ℓ/min)	0	5	10	15	20	23
Bead						
Bead appearance						
Cross section						
Longitudinal section						

Fig. 3.15 Bead appearances with shield gas flow rate(Ar+20 %CO₂)

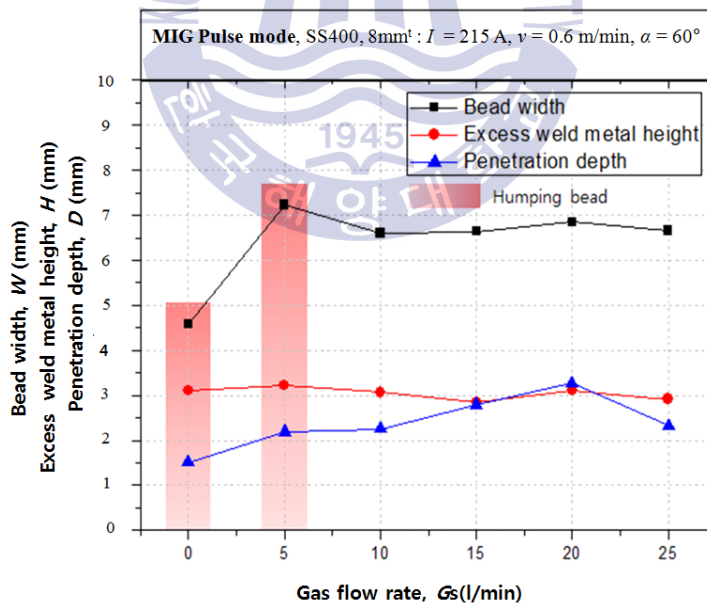


Fig. 3.16 Variation of welding characteristics with shield gas flow rate(Ar+20 %CO₂)

3.3.2 레이저 용접시의 공정변수의 영향

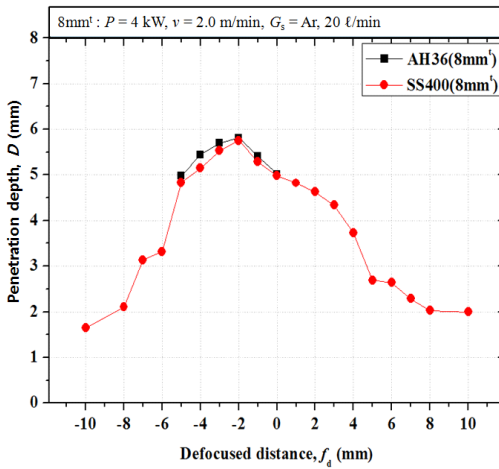
레이저 용접은 주로 빔 출력과 빔 파라메타 그리고 초점 위치에 의해 특성이 나타나고, 레이저 출력은 용접속도에 영향을 받는다. 레이저 용접 변수들 중 용접부에 미치는 초점 위치의 영향을 조사하고, 출력과 용접속도를 변화시켰을 때 용접부의 용입특성을 검토하였다.

(1) 비초점 거리

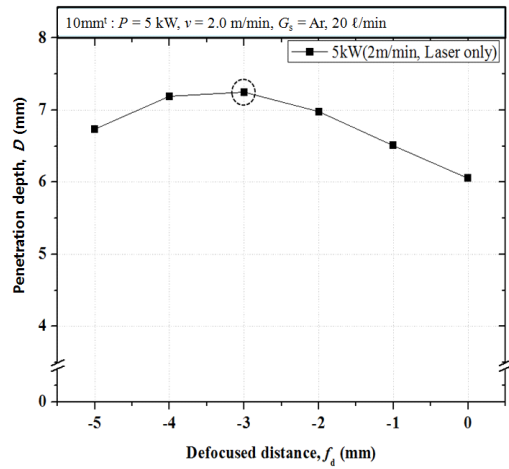
레이저 용접 시 비초점 거리(f_0)에 따라 시편 표면에서 레이저 에너지의 밀도가 달라지기 때문에 비초점 거리는 용입 특성에 크게 영향을 미치는 변수 중 하나이다^(9,17,19). 파장길이 1,030 nm 최대출력 6.6 kW의 CW 디스크 레이저장치를 사용하였고, 장치의 레이저 빔 초점거리 확인을 위해 조사점 burn pattern을 통해 확인하였다.

비초점 거리에 따른 용입특성을 확인하기 위해 레이저 출력(P_L) 4 kW와 용접속도(v) 2 m/min의 고정된 조건에서, 두께 8 mm^t SS400 강은 비초점 거리 $-10 \sim +10$ mm의 변화 범위에서, AH36 강은 비초점 거리 $-5 \sim 0$ mm 범위에서 비드용접을 실시하였다. 용입깊이 측정 결과는 Fig. 3.17에 나타내었고, Fig. 3.18에 비드 외관을 나타내었다.

SS400 강재의 비초점 거리를 $-10 \sim +10$ mm로 1 mm 단위로 초점 위치를 변화시켜 용입 깊이에 대한 변화를 검토한 결과, -2 mm 지점에서 용입 깊이가 약 6 mm로 가장 깊었으며 AH36강도 같은 결과를 나타내었고, 두께가 두꺼운 10 mm^t의 강재는 모재 두께에 비례하여 레이저 출력을 5 kW로 실험한 결과 가장 깊은 위치는 -3 mm 이었고 용입 깊이가 7 mm 이상으로 깊어졌다. 또 깊은 쇄기 모양의 깊은 용입이 이루어진 초점 위치는 모재 측의 안쪽에 위치하였고, 재료의 두께에 따른 입열의 증가로 용입이 깊어지는 양상을 보였으나 모두 모재를 관통시키지는 못하였다. 그러나 최적의 초점 위치는 4 kW 출력에서 -2 mm, 5 kW 출력에서 -3 mm 위치에서 가장 깊은 용입을 나타내었다.



(a) Penetration depth of SS400 and AH36(8 mm^l)



(b) Penetration depth of AH36(10 mm^l)

Fig. 3.17 Comparisons of penetration depth by defocusing distance(SS400, AH36)

$v = 2.0$ m/min, $G_s = \text{Ar}$ (20 l/min)							
	f_d	-5 mm	-4 mm	-3 mm	-2 mm	-1 mm	0 mm
SS400 (8 mm ^l), $P=4$ kW	Bead appear.						
	Cross section						
AH36 (8 mm ^l), $P=4$ kW	Bead appear.						
	Cross section						
AH36 (10 mm ^l), $P=5$ kW	Bead appear.						
	Cross section						

Fig. 3.18 Bead appearances by defocusing distance(SS400, AH36)

(2) 출력 및 용접 속도

레이저 출력과 용접 속도는 모재의 용접을 위해 투입되는 입열량과 깊은 관계가 있다.

레이저 출력과 용접 속도의 관계를 파악하기 위해 실시한 실험 조건은 비초점거리 -2 mm, 실드가스는 Ar을 사용하였으며, 실드가스 유량은 20 l/min으로 일정하게 하여, 출력과 속도를 조절하였다.

레이저출력이 4 kW와 5 kW의 경우 초점위치 조사를 위해 실시한 실험에서 모두 키홀용접은 이루어 졌으나 관통 용입은 이루어지지 않았다. 따라서 레이저 출력을 5 kW, 6 kW로 증가시키고 용접속도 1~4 m/min 범위에서 실험을 실시하여 용접이 이루어진 상태와 용입특성을 검토하였다. Fig. 3.19는 출력과 용접속도에 따른 용입깊이를 측정, 비교한 그래프이고, Fig. 3.20은 출력과 용접속도에 따른 용접부의 비드 외관과 횡단면 형상을 나타낸 것이다.

8 mm^t의 연강재의 실험에서, 4 kW, 5 kW, 6 kW의 모든 실험 조건에서 용접속도가 증가하면 용입깊이는 점차 감소하고 있고, 출력이 증가하여도 용접속도에 따른 용입 깊 이 감소 추세는 유사하였다. 레이저출력이 5 kW인 경우, 용접속도 1 m/min 조건에서 관통용입이 이루어 졌으나 비드 횡단면 사진에서와 같이 비드의 폭은 용접 단면의 상부와 하부 루트부분이 거의 같은 것을 볼 수 있다. 이것은 느린 속도로 인한 과입열의 결과로 판단되며, 비드 상부에 과입열에 의한 일부 용융지 함몰이 보인다. 레이저 출력 6 kW인 경우는 5 kW와 같은 현상의 용융지 함몰이 나타났고, 용접 속도 1.5 m/min에서도 관통용입이 이루어졌으며 이면 비드의 크기가 과대하게 커져 보이고 있어서 과대한 입열에 의한 것으로 판단되며, 그 외의 조건에서는 관통 용접이 이루어 지지 않아서 레이저 열원 단독인 경우 적절한 관통 용입 용접조건을 찾기가 어려웠다.

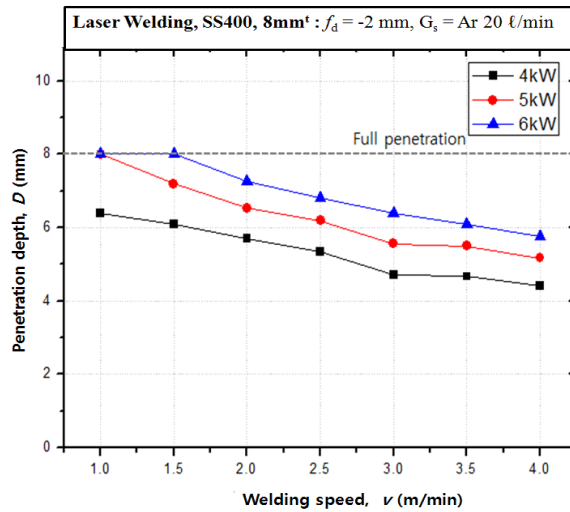


Fig. 3.19 Variation of penetration depth with laser power and speed(SS400)

Laser Welding, SS400, 8mm^t : $f_d = -2$ mm, $G_s = \text{Ar } 20$ ℓ/min								
Power	Speed	1.0 m/min	1.5 m/min	2.0 m/min	2.5 m/min	3.0 m/min	3.5 m/min	4.0 m/min
4kW	Front bead							
	Cross section							
5kW	Front bead							
	Cross section							
6kW	Front bead							
	Cross section							

Fig. 3.20 Bead appearances with laser power and speed(SS400)

3.3.3 레이저-MIG아크 하이브리드 비드 용접시 공정변수의 영향

(1) 실드 가스 유량

관통용입으로 이면비드가 형성될 경우, 이면비드를 통해 용융물이 흘러 내려서 생기는 용입부족과 증발에 의한 성분 부족으로 생기는 강도저하를 일으킬 수도 있다. 레이저-MIG아크 하이브리드 용접시 실드가스는 아크에 의한 플라즈마와 레이저 빔에 의한 플룸이 함께 상호작용하기 때문에, 용융지를 충분히 보호하고 플라즈마가 레이저 빔에 미치는 영향을 최소화하여 건전한 용접비드를 형성하기 위해 이면의 실드가스 유량을 확인할 필요가 있다.

실드가스의 영향을 평가하기 위한 하이브리드 레이저-아크 용접의 조건은 이전 실험에서 확인한 최적의 조건을 토대로 다음과 같이 설정하였다. 레이저출력(P_L) 4 kW, MIG 아크전류(I) 240 A, 전면 실드가스 종류 Ar+20 % CO₂, 아크 토치각도(α) 60°, 용접속도(v) 2 m/min, 레이저 빔 중심과 아크 전극 중심과의 거리(D_{LA})를 3 mm, 비초점 거리(f_0) -3 mm, 전면 실드가스 유량(Q_{gs}) 20 l/min로 설정하고 이면 실드가스 유량(Q_{gsb})만을 변수로 설정하였다. 이면 비드에 실드가스를 공급하기 위해 지그 아래쪽에 노즐을 설치하였고, 공급하는 반대쪽을 개방하여 가스의 와류 및 가스가 용액에 직접적으로 영향을 미치는 것을 방지하였다.

이면 비드 용접 시 실드가스 유량의 영향을 조사한 용접부 비드외관과 횡단면을 Fig. 3.21에 나타내었고, Fig. 3.22는 이면비드 용접시 비드폭과 덧살높이 및 용입깊이를 나타낸 그래프이다. 실드가스 유량은 0~25 l/min으로 조절하였다. 0~5 l/min의 조건에서는 실드가스 유량의 부족으로 인해 산화가 발생하였으며, 이보다 많은 유량의 실드가스를 사용하였을 때에는 이면비드에 산화반응이 일어나지 않았다. 유량 10 l/min의 경우에는 이면 비드가 균일하게 형성되지 않았지만, 15 l/min의 경우에는 균일한 이면비드가 형성되었다. 20~25 l/min의 유량을 사용한 경우에는 이면비드에 험핑이 발생하였으며, 25 l/min의 경우 20 l/min의 유량을 사용하였을 때보다 더욱 심한 험핑이 발생하였고, 이는 이면 실드가스 유량이 증가함에 따라 이면 용융지 주위의 온도가 빨리 낮아져 용융금속의 말랑고니 대류의 흐름이 줄어든 때문이다^(28,31).

0~20 l/min의 조건에서는 비드폭의 변화는 크지 않았지만, 25 l/min의 유량을 사용하였을 경우에는 이면비드의 험핑으로 인해 상부 쪽의 용융금속 양이 부족하게 되어 비드폭이 감소하였다. 이면에 험핑비드가 형성된 20~25 l/min의 조건에서는 상부에서 흘러내린 용융금속에 의해 덧살높이가 감소하였으며, 나머지 조건에서는 큰 변화 없는 덧살높이를 형성하였다. 0 l/min의 조건에서 이면 비드폭이 넓게 형성되었지만 유량이 점점 증가함에 따라 이면 비드폭이 감소하는 경향을 나타내었는데, 이것은 실드가스에 의해 플라즈마 형성이 억제된 때문으로 생각되며, 20~25 l/min의 경우에는 험핑 비드가 형성되고 이면 비드폭이 증가하는 경향을 나타내었다. 따라서 이면 실드가스 유량으로

비드가 안정되고 결함이 없으며, 산화가 발생하지 않는 최적의 유량은 15 ℓ/min로 판단된다.

SS400, 8 mm ^t : $P=4\text{ kW}$, $I=240\text{ A}$, $v=2\text{ m/min}$, $f_d=-3\text{ mm}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2\text{ (20 ℓ/min)}$, $G_{sb}=\text{Ar}$						
Bead	Q_{gsb} 0 ℓ/min	5 ℓ/min	10 ℓ/min	15 ℓ/min	20 ℓ/min	25 ℓ/min
Front bead appear.						
Back bead appearance						
Cross section						

Fig. 3.21 Bead appearances with flow rate of back shield gas

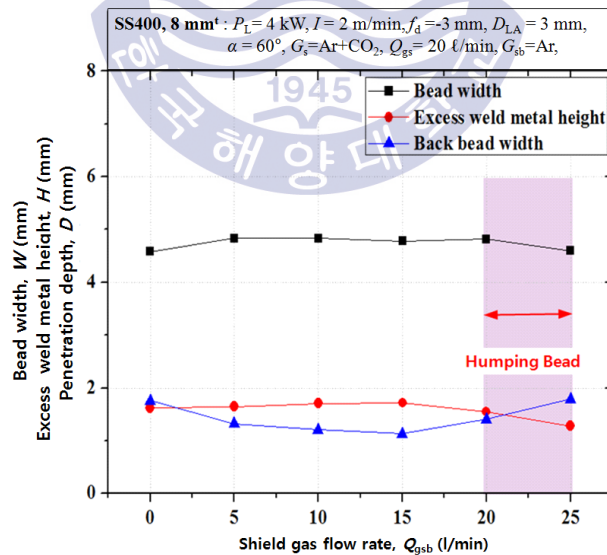


Fig. 3.22 Variations of welding characteristics with flow rate of back shield gas

(2) 레이저-아크 간 거리

두께 8 mm의 SS400 강에 대해 하이브리드 용접 시 레이저-아크간 거리(D_{LA})의 영향을 파악하기 위하여 레이저 출력 4 kW를 고정변수로 설정하여, 240 A, 300 A의 용접전류(I) 조건 및 2 m/min, 3 m/min의 속도조건(v)에서 D_{LA} 를 0~5 mm로 변화시키면서 비드 용접을 실시하였다.

Fig. 3.23과 Fig. 3.24에 2 m/min의 용접속도 조건에서 전류를 240 A, 300 A로 변화시켰을 때 D_{LA} 에 따른 용입깊이 변화를 나타내었다. 두 전류 조건 모두, $D_{LA} = 0 \sim 1$ mm에서 용입깊이가 얇았다. 이것은 두 열원 사이의 거리가 짧아서 레이저 빔이 아크 용적에 직접 조사되게 되고, 많은 양의 에너지가 흡수되거나 산란되어 모재로 전달되는 에너지의 양이 줄어들어 용입깊이가 얇은 것으로 생각된다. 또 레이저 빔이 직접 조사된 용적은 온도가 고온으로 상승하여 증발하거나 아크력에 의해 비산하여 많은 스패터가 발생하게 되어 비드외관이 불안정하였고, 다량의 스패터 발생으로 인해 용융지 내의 용융금속량이 부족해져 언더컷이 발생하였다^(15,51).

240 A의 경우에는 $D_{LA} = 2$ mm에서, 300 A의 경우에는 $D_{LA} = 4$ mm에서 가장 깊은 용입을 나타내었다. 이보다 더 거리가 멀어질 경우에는 오히려 용입깊이가 점점 감소하였다. 이는 레이저 빔과 아크 간의 거리가 멀어짐에 따라 아크의 예열, 전도 효과가 줄어들어 레이저 빔에 의한 용입깊이가 증가되지 않고 모재의 용융범위도 달라지며, 아크 플라즈마가 레이저 키홀로 유도되는 거리가 너무 먼 때문으로 생각된다^(39,61).

300A 전류인 경우, 깊은 용입을 나타낸 D_{LA} 가 떨어진 것은 본 실험에서 사용한 아크 토치의 각도(α)가 60°로 기울인 형태이기 때문에 전류가 증가함에 따라 아크에 의해 형성되는 용융지가 더 크게 오목해져서 D_{LA} 가 멀어도 레이저 조사점까지 깊은 용융지가 충분히 만들어진 때문으로 판단된다⁽⁴²⁻⁴³⁾.

속도 2 m/min의 조건에서 240 A의 경우에는 $D_{LA} = 2$ mm에서 가장 용입이 깊었지만, $D_{LA} = 1$ mm에서 급격하게 용입이 감소하였으므로 용입의 큰 변화가 없는 $D_{LA} = 3$ mm가 더 적합하다고 판단되며, 300 A의 경우에도 $D_{LA} = 4$ mm에서 가장 깊었지만, $D_{LA} = 5$ mm에서 급격한 용입감소로 인해 $D_{LA} = 3$ mm를 사용하는 것이 더욱 적합하다고 판단된다. 따라서 속도 2 m/min에서는 240 A, 300A의 경우 가장 용입이 깊었던 $D_{LA} = 3$ mm 각각의 레이저-아크 하이브리드용접의 최적 D_{LA} 조건으로 설정하였다.

Fig. 3.25와 Fig. 3.26에 3 m/min의 용접 속도 조건에서 D_{LA} 를 변화시켰을 때의 결과를 나타내었다. $D_{LA} = 0 \sim 1$ mm에서 많은 스파터 발생으로 인해 언더컷이 발생하였고 용입 깊이가 얇았다. 또한 가장 깊은 용입이 240 A의 경우 $D_{LA} = 3$ mm, 300 A의 경우에는 $D_{LA} = 4$ mm에서 이루어졌으며, 동일한 속도에서 전류가 증가할수록 가장 깊은 용입이 나타나는 D_{LA} 가 멀어지는 것을 알 수 있다.

또한, 두께 10 mm의 AH36의 경우에는 두께의 증가되었기 때문에 관통 용입을 고려하여 큰 입열량을 공급하기 위해서 레이저 출력 5 kW, 용접전류 360 A의 조건과 속도를 2 m/min, 2.5 m/min으로 변화시켰을 때 레이저 아크간 거리에 따른 용입 특성을 Fig. 3.27에 나타내었다. 두께 8mm SS400 강에서의 실험결과를 기초하여, $D_{LA} = 2 \sim 5$ mm를 변수로 정하여 실험을 실시하였다. 속도 2 m/min과 2.5 m/min을 사용하였을 때 모두 D_{LA} 가 증가함에 따라 용입깊이가 깊어지는 경향을 나타냈으며, $D_{LA} = 4$ mm에서 용입이 가장 깊은 것을 알 수 있다. 이러한 경향은 이전의 SS400 강의 실험에서 전류를 240 A, 300 A로 사용하였을 때보다 전류가 360 A로 더욱 증가함에 따라 아크 플라즈마가 더 커졌고, 용융지가 더 크게 오목해졌기 때문에 D_{LA} 가 더 증가한 곳에서 가장 깊은 용입이 나타났다.

Fig. 3.28에는 비드 안정성을 나타낸 것으로, 2 m/min의 속도에서 $D_{LA} = 2$ mm일 때 험핑비드가 형성되어 비드가 불안정하였으며, 2.5 m/min의 속도에서는 $D_{LA} = 2 \sim 3$ mm에서 험핑비드가 형성되었다. D_{LA} 를 3 mm 이상으로 더욱 증가시켰을 때, 비드가 안정화되는 것을 확인하였다. 2 m/min과 2.5 m/min을 비교할 때, 속도 2.5 m/min의 빠른 속도로 인해 아크의 치우침 현상이 더욱 커져 레이저에 의해 발생한 플라즈마가 아크 플라즈마 압력에 영향을 받기 쉽기 때문에 2 m/min의 경우보다 더욱 D_{LA} 를 멀리하여야 안정되고 미려한 비드가 형성되었다.

이러한 결과를 통해 레이저-아크간 거리는 용입깊이 뿐만 아니라 비드 안정성에도 영향을 미치고, 속도 2~3 m/min의 조건에서 240~300 A를 사용하였을 때 $D_{LA} = 3$ mm가 적합하였다. 또한 AH36강 10 mm'에 대해서 360 A 이상의 높은 전류를 사용하였을 때에는 D_{LA} 를 4 mm로 설정하였을 때 미려한 비드와 최대 용입 깊이를 얻었다.

SS400, 8 mm ^t : $P=4$ kW, $v=2$ m/min, $f_d=-3$ mm, $\alpha=60^\circ$, $G_s=Ar+CO_2$ (20 l/min)							
D_{LA} (mm)		0	1	2	3	4	5
I (A)							
240 A	Bead appear.						
	Cross section						
300 A	Bead appear.						
	Cross section						

Fig. 3.23 Bead appearances with D_{LA} and I in hybrid welding($v=2$ m/min)

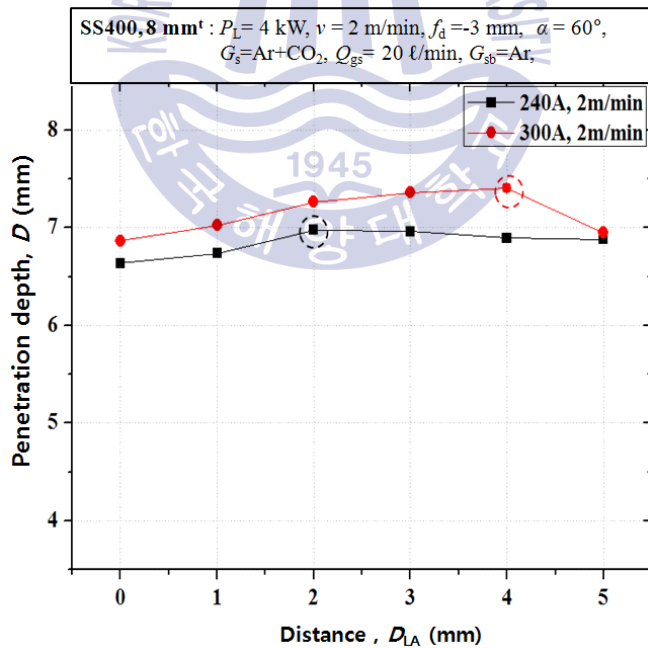


Fig. 3.24 Variations of penetration depth with D_{LA} and I in hybrid welding($v=2$ m/min)

SS400, 8 mm ^t : $P=4\text{ kW}$, $v=3\text{ m/min}$, $f_d=-3\text{ mm}$, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$ (20 ℓ/min)							
$D_{\text{LA}}(\text{mm})$		0	1	2	3	4	5
$I\text{ (A)}$							
240	Bead appear.						
	Cross section						
300	Bead appear.						
	Cross section						

Fig. 3.25 Bead appearances with D_{LA} and I in hybrid welding($v=3\text{ m/min}$)

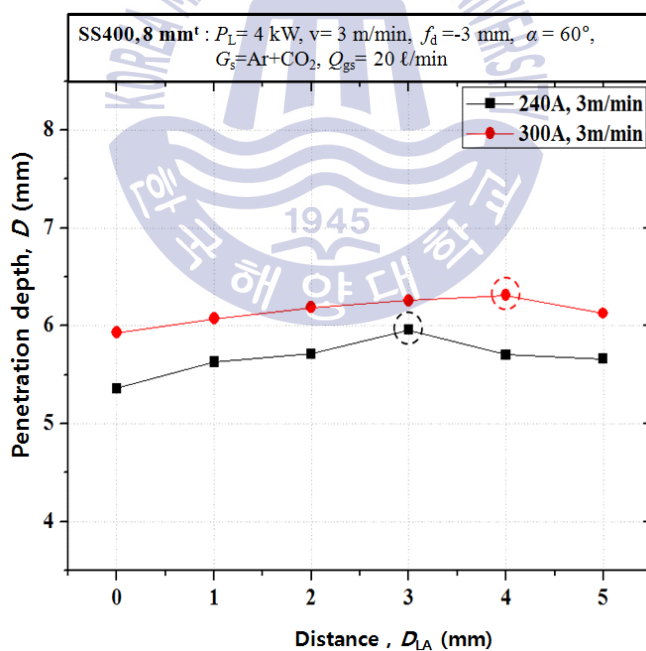


Fig. 3.26 Variations of penetration depth with D_{LA} and I in hybrid welding($v=3\text{ m/min}$)

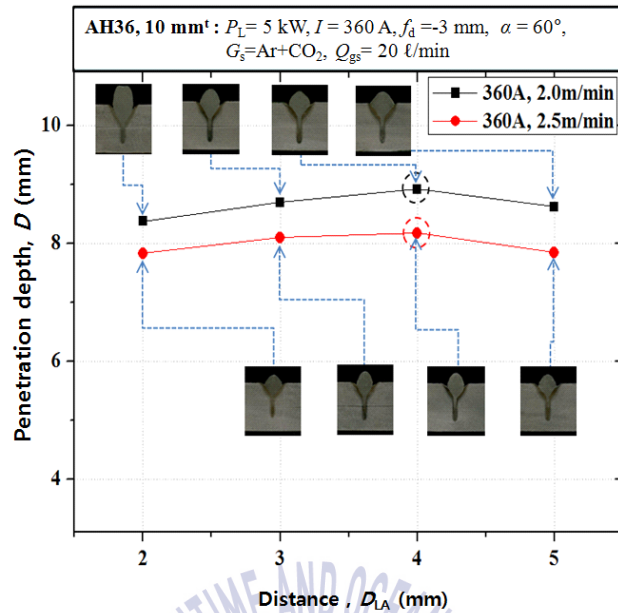


Fig. 3.27 Comparisons of penetration depth with D_{LA} and v in hybrid

AH36, 10 mm^t: $P = 5 \text{ kW}$, $I = 360 \text{ A}$, $f_d = -4 \text{ mm}$, $\alpha = 60^\circ$,
 $G_s = \text{Ar} + \text{CO}_2$, $Q_{gs} = 20 \text{ l/min}$

$v(\text{m/min})$	$D_{LA}(\text{mm})$	Bead appearance
2.0	2	
	3	
	4	
	5	
2.5	2	
	3	
	4	
	5	

Fig. 3.28 Results of estimated bead stability from humping bead with D_{LA} in hybrid welding

(3) 용접 전압

하이브리드 레이저-아크 용접에서의 레이저출력과 아크전류가 일정할 때 전압을 변화시켜 용입특성 및 비드형상의 특성을 실험하였다. 비드 용접시 두께 8mm의 SS400에 대해 출력 4 kW, 전류 240 A, 속도 2 m/min의 조건에서 전압을 21.42 V, 22.68 V, 23.94 V, 25.2 V, 26.46 V, 27.72 V, 28.98 V로 변화시켰을 때의 비드형상 및 단면형상을 Fig. 3.29에 나타내었으며, Fig. 3.30에 각 조건에서의 비드폭, 덧살높이 및 용입깊이를 측정 한 값을 나타내었다.

Fig. 3.30에서 용접전압이 증가할수록 비드폭은 증가하고 용입깊이는 감소하는 경향을 나타내고 있다. 비드는 전체적으로 미려한 비드외관을 형성하였지만, 28.98 V로 전압이 높아진 경우 2 m/min의 빠른 용접속도 조건에서 과도하게 긴 아크 길이로 인해 아크가 불안정해져 전면 비드 형상이 불균일하게 형성된 것이 관찰되었다.

반대로 용접전압이 25.2 V에서 23.94 V로 감소할 때 용입깊이가 약 0.4 mm만큼 증가하다가, 그 이하로 감소할 때에는 용입깊이가 오히려 감소하였으며, 전체적으로 전압이 감소함에 따라 비드폭은 감소하는 경향을 보였다. 용접전압이 21.42 V, 22.68 V의 경우는 23.94 V 보다 짧은 아크 길이로 인해 전극의 끝단에 성장된 용적이 용융지와 접촉하기 쉽게 되면서 순간적인 단락현상이 생겨 심한 스파터가 발생하였고, 아크가 불안정해지고 용입이 감소되며 비드의 형상이 약간 불규칙하게 형성되었다.

따라서, 레이저-아크 하이브리드 용접에서도 아크길이는 비드 안정성 및 용입특성에 영향을 미치며 용접전압이 증가할 때에는 아크길이 또한 증가하여 비드폭이 증가하고 용입깊이가 얇아졌으며, 용접전압이 너무 높을 때에는 오히려 아크가 불안정해져 불균일한 비드가 형성되었다. 반대로 용접전압을 감소시켰을 때에는 용입깊이는 증가하고 비드폭은 감소하는 경향을 나타내었지만, 너무 낮은 용접전압에서는 용융지와 와이어 간에 순간적인 단락현상이 발생하여 다수의 스파터가 발생하고 오히려 용입깊이는 감소하였다.

실험 결과에 의하면, 용적이행이 안정적으로 이루어지기 위해서는 용적이 완전히 이탈될 수 있을 정도의 아크 길이를 유지하는 것이 필수적이라 판단된다. 또한 전압조절에 의한 아크길이 조절을 통해 맞대기 용접시 갭브릿지 능력을 향상시키고, 갭이 존재하지 않는 비드용접에서는 용접전압을 감소시켜 동일 출력 및 전류로 더욱 깊고 좁은 용접부를 얻을 수 있을 것으로 예상되었다.



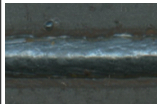
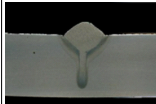
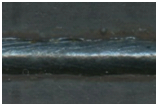
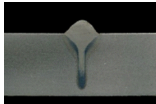
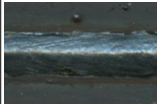
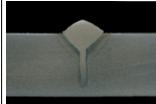


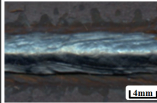
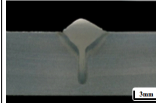
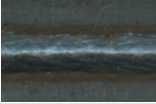

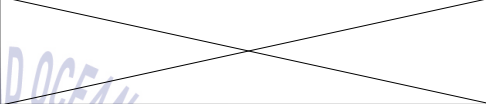
SS400, 8 mm ^t : $P=4$ kW, $I=240$ A, $v=2$ m/min, $f_d=-4$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$, $G_s=Ar+CO_2$, $Q_{gs}=20$ l/min					
V (%)	Bead appearance	Cross section	V (%)	Bead appearance	Cross section
21.42 V (-15%)			26.46 V (+5%)		
22.68 V (-10%)			27.72 V (+10%)		
23.94 V (-5%)			28.98 V (+15%)		
25.2 V (0%)					

Fig. 3.29 Bead appearances with effects of welding voltage in hybrid welding

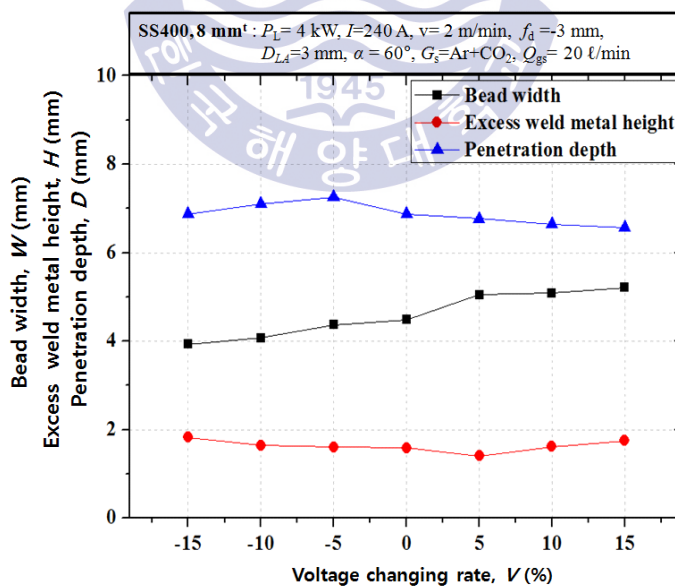


Fig. 3.30 Variations of welding characteristics with voltage in hybrid welding

(4) 용접 전류의 펄스 파형

펄스 용접은 파형을 제어하며 피크 전류와 베이스 전류로 구성된 펄스 파형을 반복하면서 아크 용접을 행한다. 하이브리드 용접 시 아크펄스의 매개변수인 펄스 컬렉션 기능을 사용하여 펄스 파형에 따른 비드용입특성을 조사하였다.

출력 4kW, 전류 240A, 속도 2m/min의 조건에서 펄스 컬렉션($P_{cor.}$) 기능을 사용하였을 때 시간에 따른 전류 파형 측정 그래프를 Fig. 3.31에 나타내었으며, 전류 파형 측정 그래프는 $P_{cor.} = -5, 0, +5$ 의 조건에 대해 비교를 실시하였다. 비교는 2.975~3.025s 사이의 시간범위에서 실시하였으며, Fig. 3.31의 (a)와 같이 피크전류(I_p), 베이스전류(I_B), 피크전류 지속시간(τ_p), 베이스전류 지속시간(τ_B) 및 펄스수에 대해 측정하였고, 4개의 펄스파형의 평균값을 계산하였다.

측정 결과, $P_{cor.}=0$ 의 조건에서는 $I_p=435A$, $\tau_p=3.11ms$, $I_B=94.67A$, $\tau_B=2.25ms$ 이었으며 9개의 펄스가 측정되었다. $P_{cor.}=-5$ 의 조건에서는 $I_p=405A$, $\tau_p=2.82ms$, $I_B=106A$, $\tau_B=1.57ms$ 이었으며 11개의 펄스가 측정되었고, $P_{cor.}=+5$ 의 조건에서는 $I_p=477A$, $\tau_p=3.45ms$, $I_B=77.54A$, $\tau_B=2.8ms$ 이었으며 8개의 펄스가 측정되었다. $P_{cor.}=0$ 을 기준으로 $P_{cor.}=-5$ 의 경우, 피크전류가 낮아지고 피크전류 지속시간 및 베이스전류 지속시간이 짧아지는 반면, 베이스전류는 증가하였으며, 펄스수는 2개만큼 증가하였다. $P_{cor.}=+5$ 의 경우에는 $P_{cor.}=0$ 과 비교하여 피크전류는 높아지고 피크전류 지속시간 및 베이스전류 지속시간이 증가하는 반면 베이스전류가 감소하였고, 펄스 수는 1개만큼 감소하였다.

따라서 이러한 경향을 통해 펄스 컬렉션을 -로 변화시킬 경우, 펄스 수는 많아지고 피크전류 및 피크전류 지속시간과 베이스 전류지속시간이 감소하는 반면, 베이스 전류는 증가하는 것을 알 수 있었으며, 펄스 컬렉션을 +로 변화시킬 경우에는 -와 반대로 펄스 수는 작아지고 피크전류 및 피크전류 지속시간과 베이스전류 지속시간이 증가하는 반면 베이스전류는 감소하였다.

$P_{cor.}$ 을 -5~+5로 1씩 변화시켰을 때 비드외관 및 단면형상을 Fig. 3.32에 나타내었고, Fig. 3.33에 각 조건에서의 용입특성을 나타내었다. $P_{cor.}=-5$ 의 펄스 파형에서의 용입깊이는 $P_{cor.}=0$ 의 펄스 파형보다 다소 증가하지만 비드폭 및 덧살높이의 변화는 크지 않았다. 또 $P_{cor.}=+5$ 의 펄스 파형은 $P_{cor.}=0$ 의 펄스 파형보다 덧살높이 및 용입깊이는 감소하였지만, 비드폭은 증가하는 경향을 나타내었다. $P_{cor.}=-4\sim+4$ 의 펄스 파형조건에서의 용입특성은 뚜렷한 경향을 나타내지 않았다. 하지만 비드 외관은 +의 펄스컬렉션 구간에서보다 -구간에서 더 미려하고 안정적인 비드가 형성된 것을 확인하였다. 이는 -구

간에서 +구간보다 동일 시간 파형의 수가 많고 피크 전류와 베이스 전류의 차이가 작아져 안정된 전류를 공급함으로써 균일한 입열을 제공하여 아크가 안정되기 때문이고, 전체적으로 용입특성에 큰 변화가 없는 것은 하이브리드 용접의 빠른 용접속도와 평균 전류가 유사하기 때문이다⁽⁶²⁾. 그러나 비드 외관과 안정성은 펄스의 파형의 수가 많은 “-” 펄스컬렉션 값으로 하는 것이 더욱 효과적이라고 판단된다.

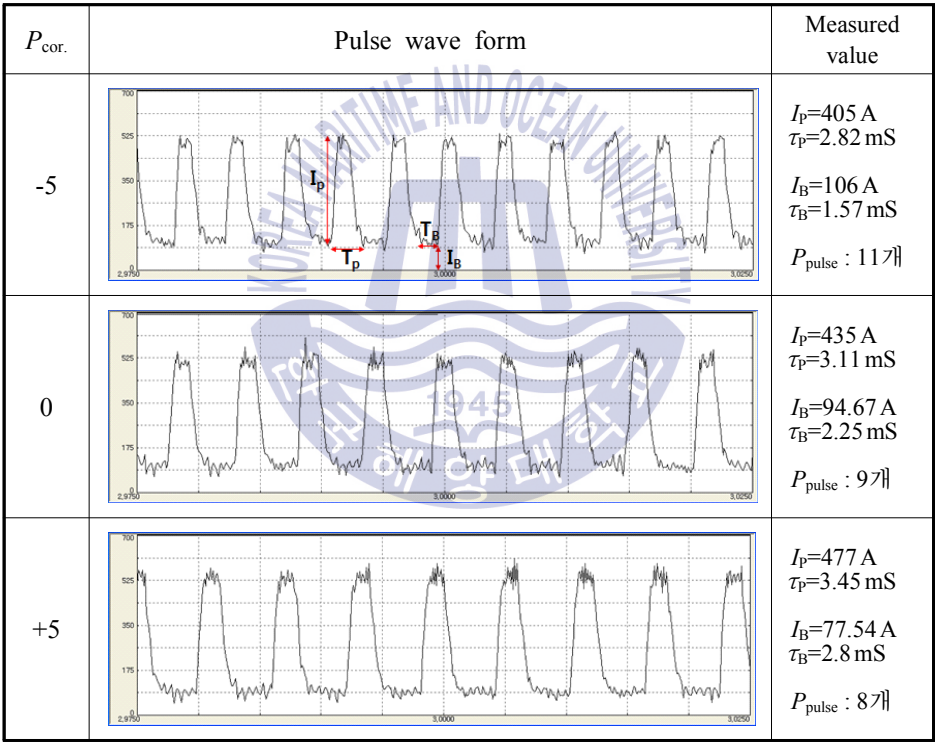


Fig. 3.31 Pulse wave forms and arc currents by control of pulse correction in hybrid welding


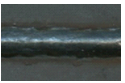
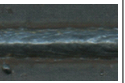
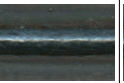
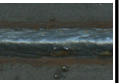

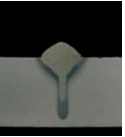
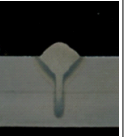
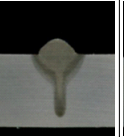
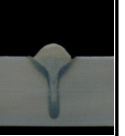
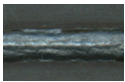
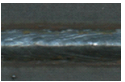
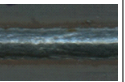
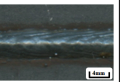


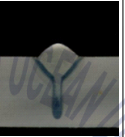
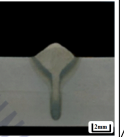
SS400, 8 mm ^t : $P=4\text{ kW}$, $I=240\text{ A}$, $v=2\text{ m/min}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $f_d=-3\text{ mm}$, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}: 20\text{ l/min}$					
P_{corr}	-5	-3	-2	-1	0
Bead					
Bead appearance					
Cross section					
P_{corr}	+5	+3	+2	+1	X
Bead					
Bead appearance					
Cross section					

Fig. 3.32 Bead appearances with pulse correction in hybrid welding

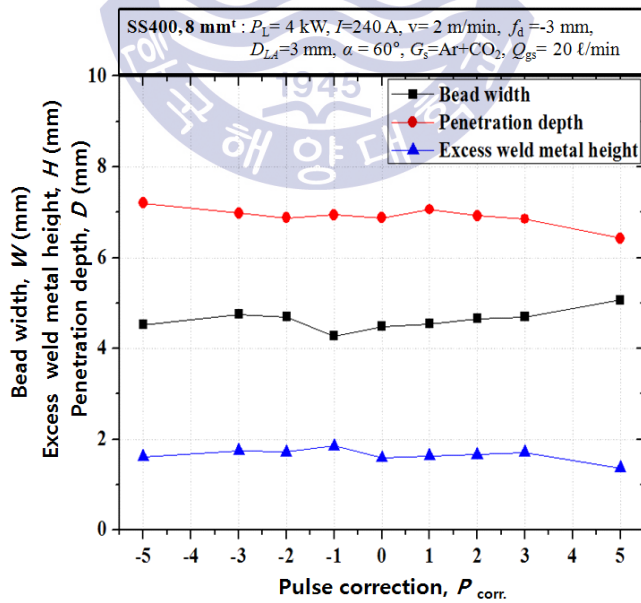


Fig. 3.33 Variations of welding characteristics with pulse correction in hybrid welding

(5) 용접 전류 및 속도

두께 8mm의 SS400와 AH36강 및 두께 10mm의 AH36강에 대해 하이브리드 용접시 용접전류 및 속도 변화에 따른 용접성을 파악하기 위해 실험을 실시하였으며, 이전의 레이저 출력변화 실험에서 관통용접이 이루어졌던 5 kW와 6 kW의 출력을 사용하여 용접전류 및 속도를 변화시켰다.

SS400강재에 대해서 5kW의 출력조건에서 용접 전류를 180~330A까지 30A 간격으로 조절하고, 용접속도를 2~3 m/min까지 0.25 m/min간격으로 변화시켰을 때 비드외관과 단면 및 용입특성을 Fig. 3.34와 Fig. 3.35에 나타내었다. Fig. 3.36과 Fig. 3.37은 AH36강재에 대해 5 kW의 레이저출력, 2.25 m/min의 용접속도 조건에서 용접전류를 180~330 A로 조절하여 비드외관과 단면 및 연강과 AH36강의 용입특성을 비교한 것이다.

연강재의 횡단면을 관찰한 결과에서, 2.0m/min의 속도에서는 모든 전류범위에서 관통용접이 이루어진 것을 확인하였고, 2.25m/min의 속도에서는 240A부터 관통용접이 이루어졌다. 2.5m/min이상의 속도에서는 모든 전류범위에서 관통용접이 이루어지지 않았다. 이는 속도가 빨라질수록 단위시간당 입열량 감소로 인해 관통용접에 필요한 전류의 세기가 점점 증가하기 때문이다. 또한 관통용접이 이루어져 미려한 비드가 형성되는 조건 바로 이전의 전류에서 이면 비드에 험핑비드가 발생하였고, 속도 2m/min의 조건에서는 180A, 2.25m/min에서는 240A에서 험핑비드 형성 구간이 발생하였다. 일반적으로 험핑비드는 과도한 입열로 인해 상부 쪽의 용융금속이 아래쪽으로 처지면서 발생하지만, 본 실험에서는 오히려 입열이 적을 때 발생하였다.

따라서, 이러한 험핑 비드에 대해 파악하기 위해 출력 5kW, 속도 2.0m/min의 조건에서 180A와 210A를 사용 시 발생한 험핑 비드에 대해 횡단면 및 종단면에 대해 관찰을 실시하였으며, 그 결과를 Fig. 3.38에 나타내었다. 180A와 210A의 횡단면 관찰에서 용융금속이 둥근 형태로 뭉쳐있는 부분과 그렇지 않은 부분 모두 관통용접이 이루어진 것을 확인하였다. 두 조건의 종단면을 비교한 결과, 210A의 경우 180A의 경우보다 험핑비드의 크기가 더 작고 발생 간격이 더 넓은 것을 확인하였고, 더 낮은 전류를 사용한 경우에 용착 금속의 양이 상대적으로 적음에도 불구하고 아래로 처지는 용융금속의 양이 더 많았다.

Fig. 3.39, Fig. 3.40은 연강에 대해 6kW의 출력조건에서 용접 전류를 150~330A까지 30A 간격으로, 그리고 용접속도를 2.25~3m/min까지 0.25m/min간격으로 변화시켰을 때 비드외관과 단면 및 용입특성을 나타내었다. Fig. 3.41, Fig. 3.42는 두께 10mm의 AH36

강에 대해서 6kW 출력, 용접속도 1.5~2.5m/min, 전류 240~360A로 변경시킨 경우의 비드외관과 단면 및 용입특성을 나타내었다.

연강의 경우, 상대적으로 용접속도가 느린 2.25~2.5m/min에서는 모든 전류 범위에서 관통용접이 이루어졌고, 2.75m/min의 속도에서는 210~330A에서 관통용접이 이루어졌다. 빠른 용접속도인 3.0m/min에서는 270A이상에서 관통용접이 이루어졌다. 관통용접이 이루어진 구간은 5kW와 비교할 때 넓은 속도범위에서 관통용접이 이루어졌고, 이것은 6kW의 높은 출력으로 인해 에너지 밀도가 더 높기 때문에 동일한 속도 조건에서 5kW에 비해 더 깊은 용입깊이를 형성하기 때문으로 판단된다.

6 kW의 레이저 출력에서는 용접속도 2.25 m/min 조건에서 150~210 A, 용접속도 2.5 m/min 조건에서 150~240 A, 2.75 m/min의 용접속도 조건에서 210~270 A 그리고 3.0 m/min의 속도에서는 270~300 A의 전류범위에서 험핑 비드가 발생하였다. 동일한 전류 조건에서 속도가 빨라질수록 험핑비드의 정도가 더욱 심하였으며, 동일한 속도 조건에서는 전류가 증가할수록 험핑비드가 점점 안정화 되었다. 따라서, 용접전류가 감소하고 용접속도가 증가함에 따라 입열량이 저하하여 이면비드에 키홀이 일정하게 형성되지 못하면, 이면 비드쪽으로 플라즈마 형성과 배출이 균일하게 일어나지 못하게 되고, 이면 비드에서의 증발 반발력에 의한 스패터 발생량의 차이가 발생하기 때문에 험핑비드가 형성된 것으로 판단된다.

이면에 스패터가 다량 발생하는 영역에서는 이면 비드의 용융금속의 양이 적고, 스패터가 적게 발생하는 영역에서는 이면 비드에 존재하는 용융금속의 양이 많아지기 때문에 이면비드의 용융금속 양이 일정하지 않고 주기적으로 변동하게 되므로 일정한 주기를 가진 험핑 비드가 발생하게 된다⁽³⁸⁾. 이러한 험핑비드는 출력 및 전류의 증가 혹은 용접속도를 감소시킴으로써 키홀이 일정하고 깊게 형성되면서 점차 감소하였고, 관통용접이 이루어지는 전류 및 속도 구간은 각 출력별로 달랐다.

또한 관통용접이 이루어져 미려한 비드가 형성되는 직전의 조건에서 이면 비드에 험핑비드가 형성되었고, 출력 및 전류를 증가시키거나 속도를 감소시켜 입열량을 증가시킴으로써 험핑비드의 억제가 가능하였다. 두께 10 mm^t의 AH36 강의 실험에서, 속도 1.5 m/min, 전류 270 A에서 험핑비드가 만들어졌고, 속도 1.75 m/min의 조건에서는 300 A 전류에서도 험핑비드가 발생하였다. 2.0 m/min의 속도에서는 모든 전류구간에서 관통용접이 이루어지지 않았다. 두 강종은 유사한 용입 경향을 보였으며 최적 용접 조건은, $P_L = 5 \text{ kW}$ 와 $v = 2.0 \sim 2.25 \text{ m/min}$ 의 경우 240 A 이상에서 험핑이 없는 관통용접이 이루어 졌

고, 더 빠른 속도에서는 관통용접이 이루어 지지 않았다. $P_L = 6 \text{ kW}$ 와 $v = 2.25 \sim 2.5 \text{ m/min}$ 의 경우, 270 A 이상에서 관통용접이 이루어졌지만 언더컷이 발생하였고, 저속인 $v = 1.5 \text{ m/min}$ 은 270 ~ 330 A, $v = 1.75 \text{ m/min}$ 은 300 ~ 360 A에서 건전한 비드를 얻었다.

SS400, 8mm ^t : $P=5$ kW, $f_d=-3$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20$ l/min, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15$ l/min								
v	Bead	$I(\text{A})$	180	210	240	270	300	330
2.0 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
2.25 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
2.5 m/min	Bead appear.							
	Cross section							
2.75 m/min	Bead appear.							
	Cross section							
3.0 m/min	Bead appear.							
	Cross section							

Fig. 3.34 Bead appearances with v and I in hybrid welding($P=5 \text{ kW}$)

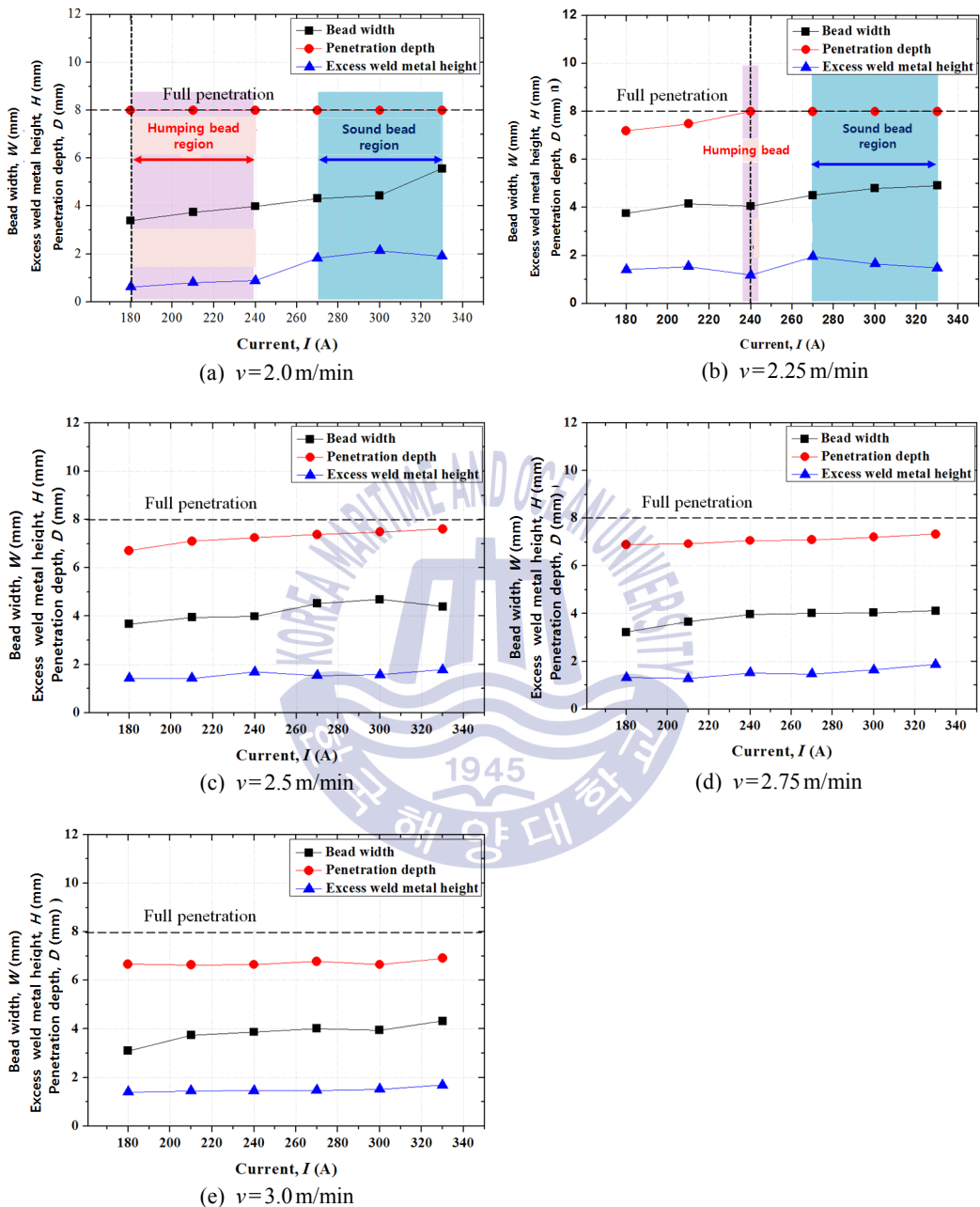


Fig. 3.35 Welding characteristics with speed and current in hybrid welding ($P=5$ kW)

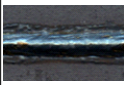
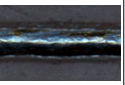

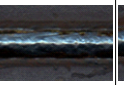




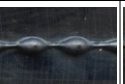
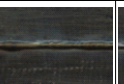
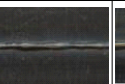
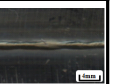
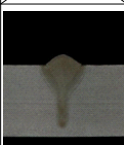
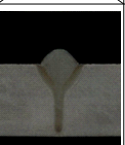
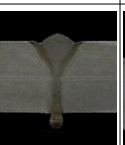
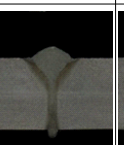
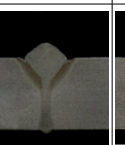
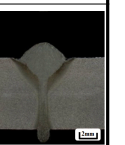
AH36, 8 mm^t : $P=5\text{ kW}$, $v=2.25\text{ m/min}$, $f_d=-3\text{ mm}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$						
Bead \ I (A)	180 A	210 A	240 A	270 A	300 A	330 A
Front bead						
Back bead						
Cross section						

Fig. 3.36 Bead appearances with variant I in hybrid welding($P=5\text{ kW}$, AH36)

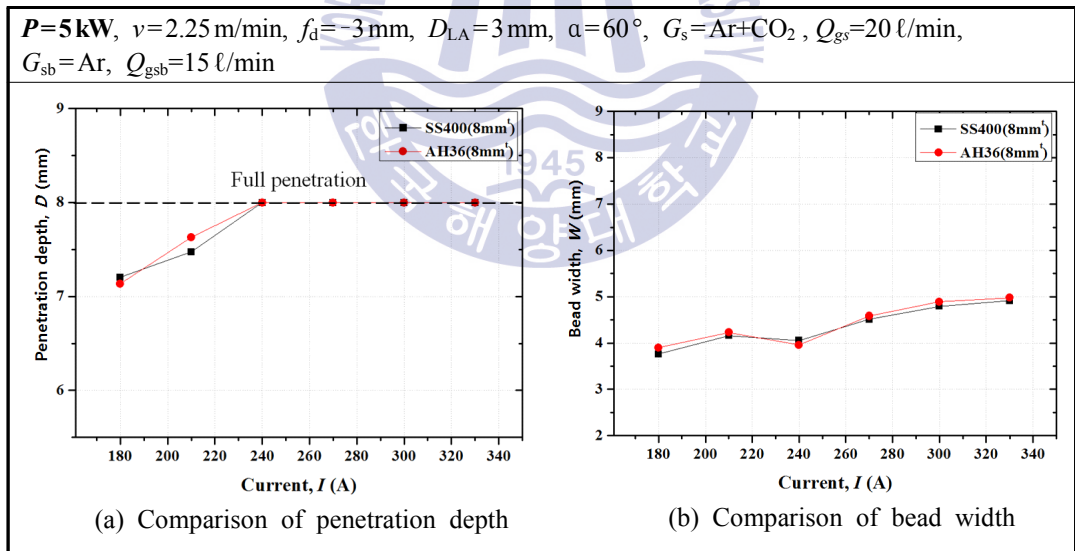


Fig. 3.37 Comparisons of welding characteristics of SS400 and AH36(8mm^t)

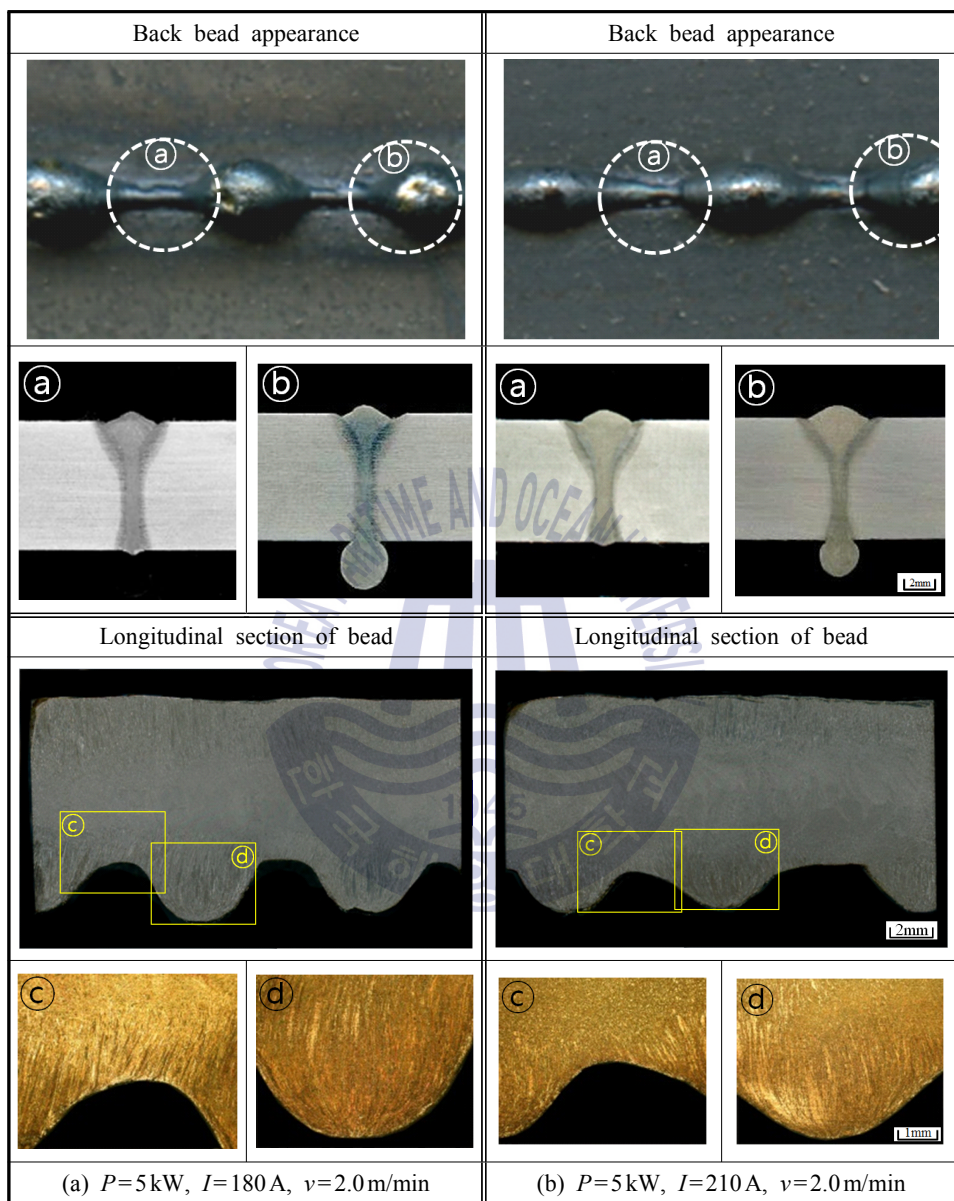


Fig. 3.38 Appearances of humping bead in hybrid welding($P=5\text{ kW}$)

SS400, 8 mm^t : $P=6\text{ kW}$, $f_d=-3\text{ mm}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $a=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$								
v	Bead	$I\text{ (A)}$						
		150	180	210	240	270	300	330
2.25 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
2.5 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
2.75 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
3.0 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							

Fig. 3.39 Bead appearances with v and I in hybrid welding ($P=6\text{ kW}$)

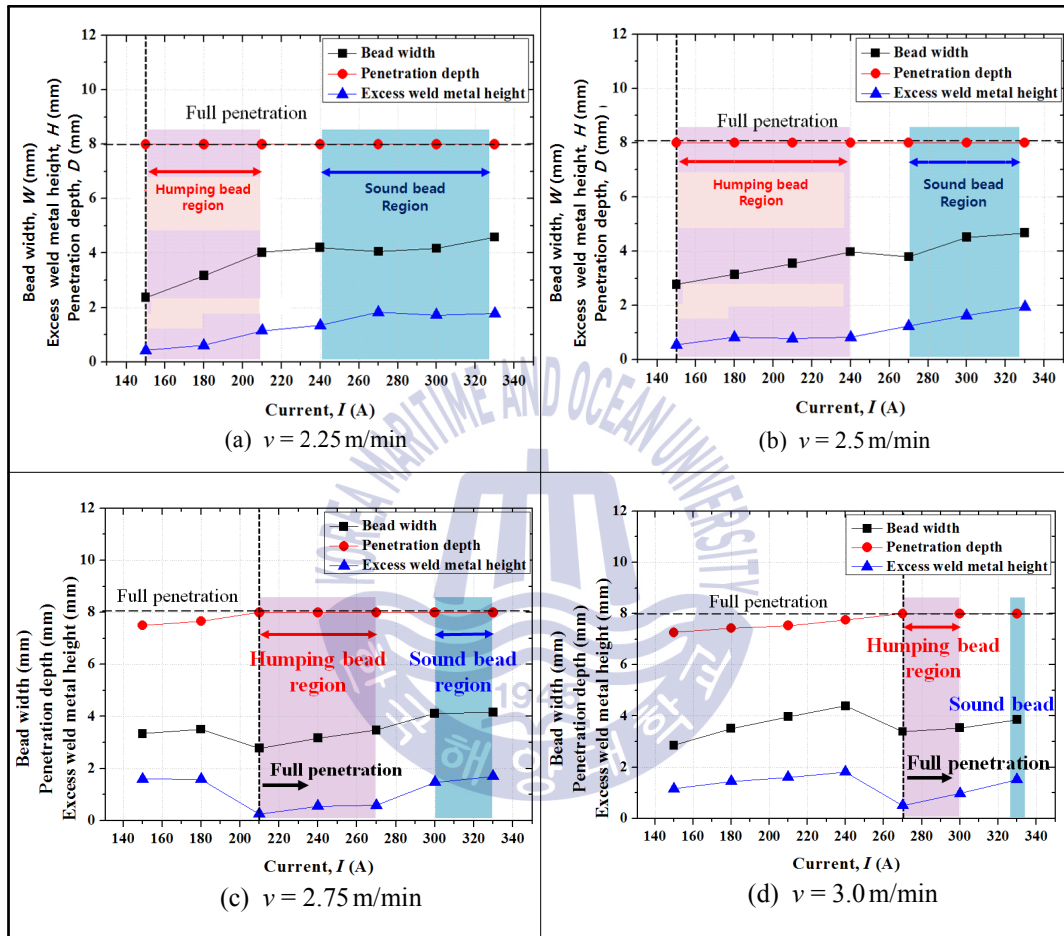


Fig. 3.40 Variations of welding characteristics with v and I in hybrid($P=6$ kW)



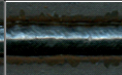
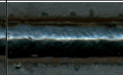
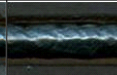

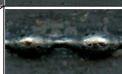



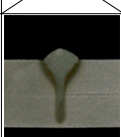

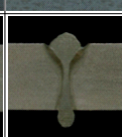
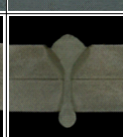
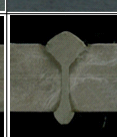
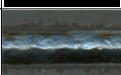

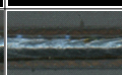
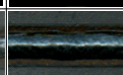




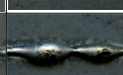
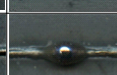
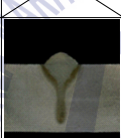
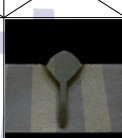
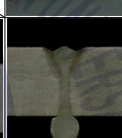
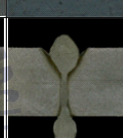

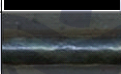

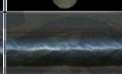
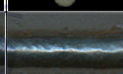


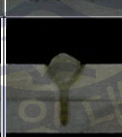

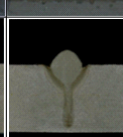
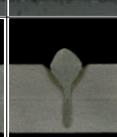
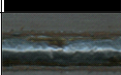
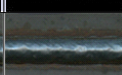
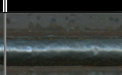
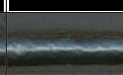

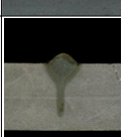
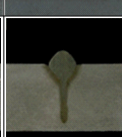
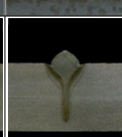
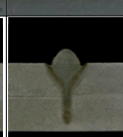
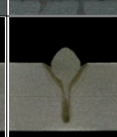
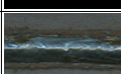

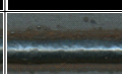
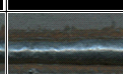
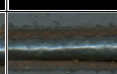
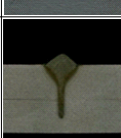
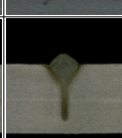

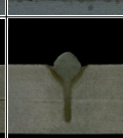
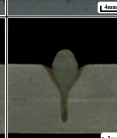
AH36, 10 mm ^t : $P=6\text{ kW}$, $f_d=-4\text{ mm}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$							
v	$I\text{ (A)}$	240	270	300	330	360	
	Bead						
1.5 m/min	Front bead						
	Back bead						
	Cross section						
1.75 m/min	Front bead						
	Back bead						
	Cross section						
2.0 m/min	Front bead						
	Cross section						
2.25 m/min	Front bead						
	Cross section						
2.5 m/min	Front bead						
	Cross section						

Fig. 3.41 Bead appearances with variant I and v in hybrid welding($P=6\text{ kW}$)

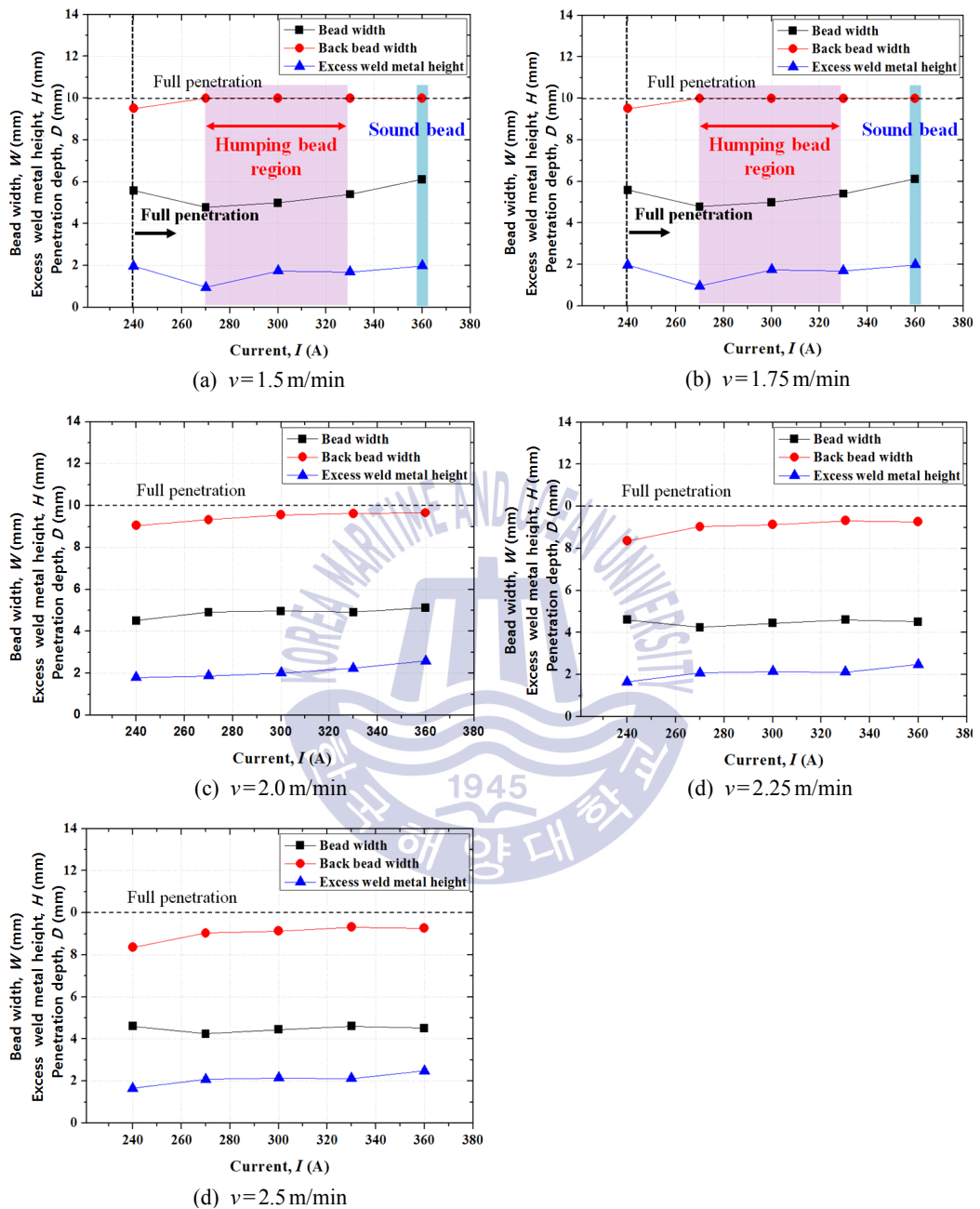


Fig. 3.42 Welding characteristics with variant I and v in hybrid welding ($P=6$ kW)

(5) 레이저출력의 변화에 따른 용입특성

두께 8 mm의 SS400의 하이브리드 용접시 원패스 용접을 위한 적정 출력을 파악하기 위해 전류 240 A, 용접속도 2 m/min의 조건에서 레이저 출력을 1~6 kW까지 1 kW 간격으로 변화시키면서 비드 용접을 진행하였다.

Fig. 3.43에 레이저 출력 변화에 따른 비드외관 및 횡단면을 나타내었고, Fig. 3.44에 용입 특성을 나타내었다. 용접단면으로부터 1~2 kW의 출력에서는 용접부가 불안정하게 형성된 것이 관찰되었다. 1~2 kW의 출력을 사용하였을 때에는 2 m/min으로 빠른 용접속도에서 키 홀이 깊게 형성되지 않았지만 3~6 kW의 출력에서는 키홀이 명확하게 나타나며 용입 깊이도 깊게 형성되는 것을 확인할 수 있었다. 이는 높은 출력의 레이저에 의해 격렬하게 형성된 플라즈마가 아크와 전기적 채널을 형성하고 아크를 키홀로 유도하여 용입 깊이를 증가시키면서 점점 용접부가 안정화되는 것이다⁽⁶³⁻⁶⁴⁾. 그러나 5 kW에서는 이면에 험핑 비드가 발생하였고, 이는 관통 용입이 이루어질 때 키홀이 균일하지 못하고 키홀로부터 이면으로 배출되는 플라즈마가 일정하지 않은 때문으로 판단된다. 출력을 6 kW로 증가시킨 경우 이면에 험핑 비드가 없는 안정적인 이면 비드를 얻을 수 있었고, 이는 안정된 키홀이 플라즈마의 배출을 일정하게 한 때문으로 생각된다.

1~2 kW의 출력에서는 불안정한 아크로 인해 비드 폭이 일정하지 못하였고, 출력이 증가함에 따라 아크가 안정되어 비드폭도 증가하였다. 또 5 kW의 출력에서는 상부의 용융금속이 이면비드 쪽으로 흘러내려 용융금속 양이 부족하기 때문에 비드 폭은 감소하는 경향을 나타내었다. 용입 깊이는 출력이 증가함에 따라 레이저의 에너지 밀도 또한 높아지기 때문에 용입깊이가 비례적으로 증가하는 경향을 나타내었으며, 5 kW와 6 kW에서 관통용접이 이루어지는 것을 확인하였다.

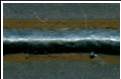
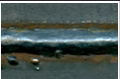
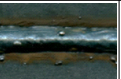
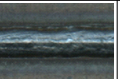

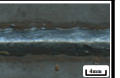
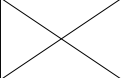
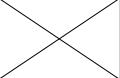
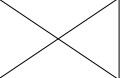
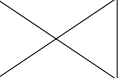


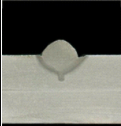
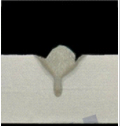

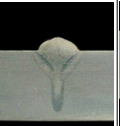
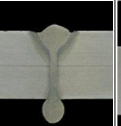
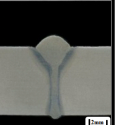
SS400, 8 mm^t : $I=240$ A, $v=2$ m/min, $f_d=-3$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$, $G_s=Ar+CO_2$, $Q_{gs}=20$ l/min, $G_{sb}=Ar$, $Q_{gsb}=15$ l/min						
$P(kW)$	1	2	3	4	5	6
Bead						
Front bead						
Back bead						
Cross section						

Fig. 3.43 Bead appearance with variant P_L in hybrid welding

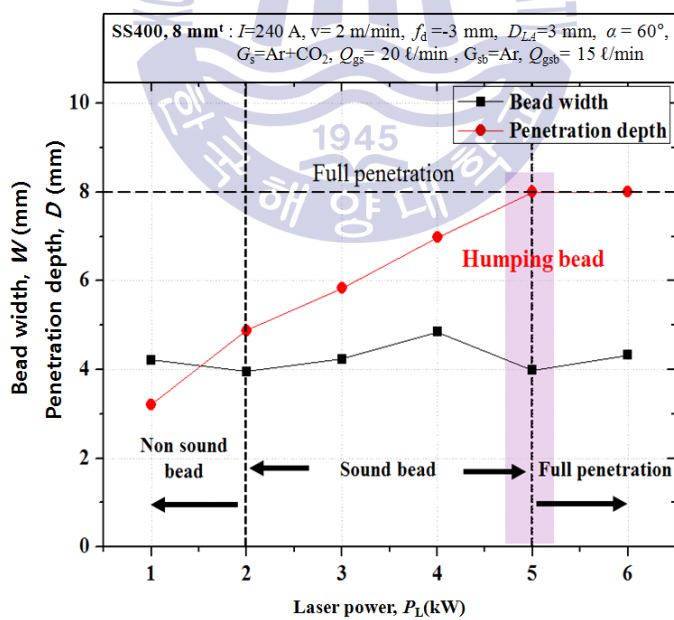


Fig. 3.44 Variations of welding characteristic with P_L in hybrid welding

3.3.4 레이저-MIG아크 하이브리드 맞대기 용접시 공정변수의 영향

맞대기 용접은 시험편의 간극(gap) 및 단차 등이 용접성에 직접적인 영향을 미치므로 시험편의 용접면을 밀링 처리하여 형상인자의 영향을 최소화하였다.

(1) 용접전류와 용접속도

5 kW의 레이저 출력을 사용하여 SS400을 맞대기 용접한 경우의 용입 특성을 Fig. 3.45에 나타내었고, Fig. 3.46은 용접전류 및 속도변화에 따른 비드외관과 단면형상을 나타낸다. 2 m/min의 속도에서는 180~210 A의 전류범위에서 이면 비드에 험핑 비드가 발생하였으며, 240 A이상으로 전류가 증가함에 따라 이면 비드가 안정화되었다. 또한 전류가 증가함에 따라 이면비드의 폭이 점점 증가하였고, 이는 전류가 증가함에 따라 입열량이 증가로 재료의 온도가 상승하여 레이저 빔의 흡수율이 높아지기 때문에 이면 쪽으로 플라즈마 분출이 활발히 일어나, 분출된 플라즈마의 복사열에 의해 이면비드 폭이 넓어지는 것으로 판단된다⁽⁶³⁻⁶⁴⁾.

속도 2.25 m/min에서는 240 A에서 험핑 비드가 형성되었으며 270 A이상에서는 미려한 비드가 형성되었고, 2.5 m/min의 속도에서도 이와 동일한 경향을 나타내었다. 아크전류 330 A, 용접 속도 2.75 m/min의 조건에서는 험핑 비드는 발생하지 않았지만 이면 비드가 균일하지 못하고 전면 비드 또한 미려하지 않은 것을 확인하였다. 이와 같은 결과는 비드 용접과 비교할 때, 맞대기 용접할 경우가 비드 용접에 비해 더 낮은 전류에서, 그리고 더 빠른 속도에서 험핑 비드가 억제되고, 미려한 비드가 형성되었는데, 아크 선행 하이브리드 용접에서 레이저 플룸에 의해 아크 플라즈마가 맞대기면 사이에 존재하는 미세한 간극으로 유도되어 조사된 레이저 빔의 흡수율이 증가된 때문으로 사료된다⁽³⁹⁾.

Fig. 3.47에 5 kW를 사용한 레이저 용접 시 비드외관 및 단면을 나타내었고, Fig. 3.48에 맞대기 용접의 경우 레이저 용접과 하이브리드 용접의 용입 특성 비교를 나타내었다. 레이저 용접의 경우는 관통 용접 범위가 1~1.25 m/min이었고 이보다 빠른 속도에서 용입 깊이가 점점 감소하였지만, 하이브리드 용접의 경우에는 최대 2.75 m/min 범위까지 관통용접이 이루어졌다. 또한 레이저 용접 시에는 이면비드에 하이브리드 용접과 같은 용락이 발생하지 않았다. 하이브리드 용접과 달리 레이저 용접은 용가재를 사용하지 않으므로 상부에 용융금속의 양이 작기 때문에 키홀이 균일하게 형성되지 않더라도 용락이 발생하지 않는 것으로 판단된다.

6 kW의 출력을 사용하였을 때, 맞대기 하이브리드 용접시 전류 및 속도변화에 따른 결과를 Fig. 3.49와 Fig. 3.50에 나타내었고, Fig. 3.51과 Fig. 3.52에 레이저 맞대기 용접

한 경우의 용접부와 하이브리드 맞대기 용접과의 용입특성 비교를 각각 나타내었다. 5 kW의 출력을 사용한 경우와 비교할 때, 6 kW의 출력인 경우가 보다 높은 에너지 밀도로 인해 빠른 용접속도 및 낮은 전류에서 관통용접이 이루어진 것을 확인하였다. 이면에 험핑 비드가 형성되는 구간은 2.5 m/min일 때 210~240 A, 2.75 m/min의 조건은 240~270 A 그리고 3 m/min의 조건에서는 300 A였으며, 각각의 속도에서 이보다 높은 전류를 사용하였을 때, 험핑 비드가 억제되고 미려한 이면비드가 형성되는 것을 확인할 수 있었다. 또한 레이저 단독 용접과 비교했을 때, 하이브리드 용접 시 관통용접이 이루어지는 최대 용접속도는 3 m/min으로 레이저 용접 시 2 m/min에 비해 1 m/min나 속도가 증가하였다.

위의 실험 내용을 검토한 결과, 2 m/min의 속도에서는 과입열에 의해 이면비드의 폭과 열영향부가 과대하게 넓었고, 2.5~2.75 m/min의 속도에서는 언더컷 및 불안정한 이면비드가 형성되었으며, 불안정한 아크로 인해 전면비드가 불균일하게 형성되었기 때문에 안정적인 이면 및 전면 비드가 형성된 2.25 m/min의 270~300 A에서 최적 조건이라 생각되지만, 재현 실험에서 270 A의 전류조건은 이면비드에 험핑이 발생하였기 때문에 안정적인 이면 비드가 얻어진 300 A의 경우가 더 최적의 조건이라 판단된다. 따라서 출력 5 kW, 전류 300 A, 속도 2.25 m/min의 조건이 최적의 조건으로 결정하였다.

또, 두께 10 mm의 AH36에 대해 비드용접 결과를 토대로 관통용접이 이루어지기 시작하는 조건에서 6 kW의 출력을 사용하여 맞대기 용접을 실시하였고, 용접전류 및 속도를 변화시켰을 때 비드외관 및 횡단면을 Fig. 3.53에 나타내었고, Fig. 3.54에 용입특성 변화를 나타내었다.

용접속도 1.5 m/min의 경우 330~360 A의 조건에서만 건전한 용접이 이루어졌고, 그보다 낮은 전류 구간에서는 험핑 비드가 발생하였다. 용접속도 1.75 m/min의 경우, 건전한 비드는 360 A에서만 형성되었고, 270 A부터 관통용접과 함께 험핑 비드가 형성되었다. 용접속도 2.0 m/min~2.25 m/min에서는 일부 험핑 비드와 함께 관통 용입이 이루어지지 않았다. AH36에서도 이전의 두께 8mm의 SS400과 동일하게 험핑 비드가 관통이 이루어지는 시점에서 발생하였으며, 아래로 흘러내린 용융금속으로 인해 용접부 전면 비드 양쪽에 언더컷이 발생하였고, 속도 2.0 m/min, 전류 330 A의 조건에서는 과도한 험핑 비드로 인해 상부에 언더필이 발생하였다.

Fig. 3.55는 속도 2.0 m/min, 용접전류 390~420 A, DLA = 5 mm로 설정한 조건에서 6 kW 출력으로 실험한 결과를 나타내었다. 390 A의 경우에는 이면비드에 험핑 비드가 형

성되었지만, 420 A의 경우에는 험핑 비드가 존재하지 않는 미려한 이면 비드가 형성되었다. 실험 결과, 1.75 m/min 이하의 속도에서는 미려한 이면 비드가 형성되는 전류범위가 존재하지만, 2.0 m/min 이상의 속도에서는 사용한 전류범위에서 미려한 이면 비드가 형성되지 않았고, 전류를 420 A로 더욱 증가시킨 경우 $D_{LA}=5$ mm에서 미려한 이면 비드의 용접부가 형성 되었으나 전면 비드에 과도한 전류에 의한 언더컷이 발생하였다.

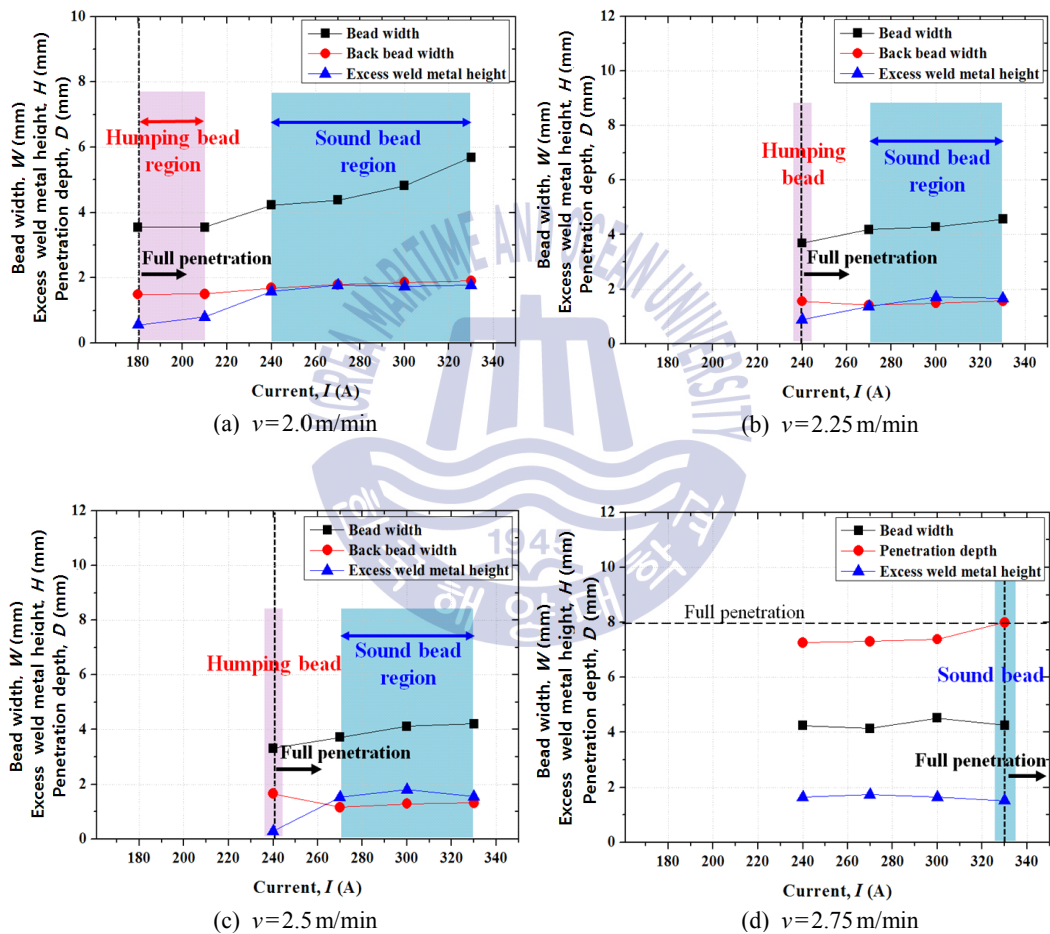


Fig. 3.45 Variations of welding characteristics at butt joining in hybrid welding ($f_d = -3$ mm, $P = 5$ kW)

SS400, 8mm ^t : $P=5\text{ kW}$, $f_d=-3\text{ mm}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $a=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$								
v	Bead	$I(\text{A})$	180	210	240	270	300	330
2.0 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
2.25 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
2.5 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							
2.75 m/min	Front bead							
	Back bead							
	Cross section							

Fig. 3.46 Bead appearances of butt joining in hybrid ($f_d=-3\text{ mm}$, $P=5\text{ kW}$)

SS400, 8 mm ^t : $P=5\text{ kW}$, $f_d=-2\text{ mm}$, $G_s=\text{Ar}$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$				
$v(\text{m/min})$	1.0	1.25	1.5	2.0
Bead				
Front bead				
Back bead				
Cross section				

Fig. 3.47 Bead appearances of butt joining in laser only($f_d = -2\text{ mm}$, $P = 5\text{ kW}$)

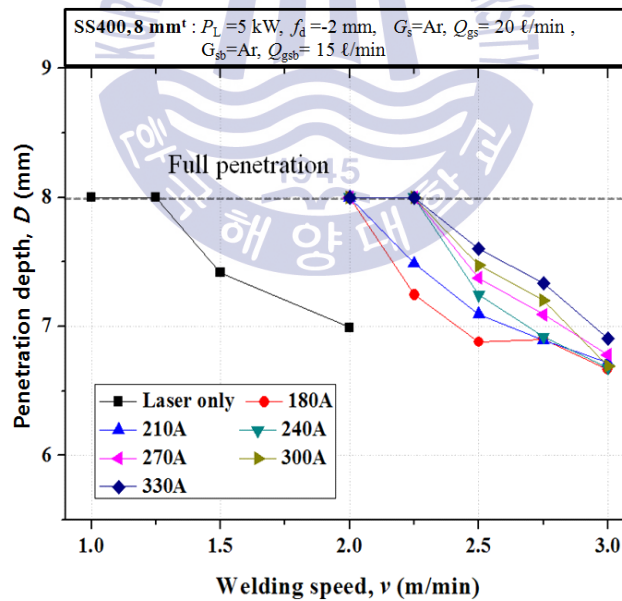


Fig. 3.48 Comparisons of but joining penetration depth at various welding current(I)

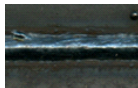



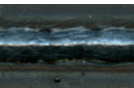





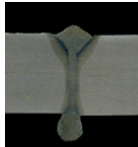

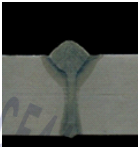
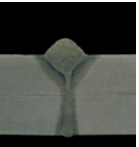
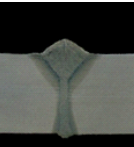


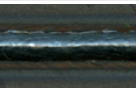







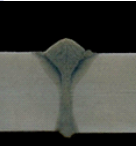

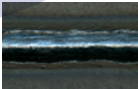




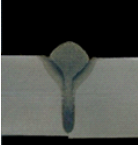


SS400, 8mm ^t : $P=6\text{kW}$, $f_d=-3\text{ mm}$, $D_{\text{LA}}=3\text{ mm}$, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{\text{gs}}=20\text{ }\ell/\text{min}$, $G_{\text{sb}}=\text{Ar}$, $Q_{\text{gsb}}=15\text{ }\ell/\text{min}$							
v	Bead	$I(\text{A})$	210	240	270	300	330
2.5 m/min	Front bead						
	Back bead						
	Cross section						
2.75 m/min	Front bead						
	Back bead						
	Cross section						
3.0 m/min	Front bead						
	Back bead						
	Cross section						

Fig. 3.49 Bead appearances of butt joining in hybrid welding($f_d=-3\text{ mm}$, $P=6\text{ kW}$)

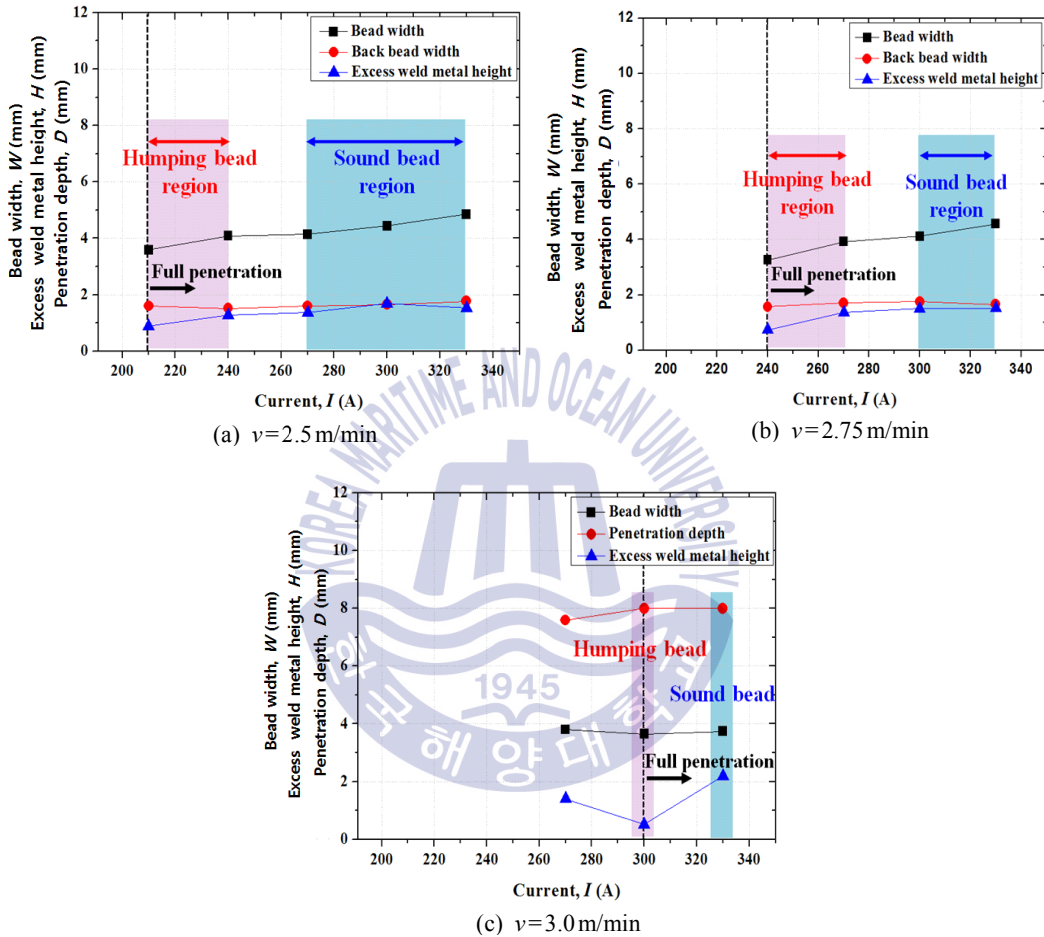


Fig. 3.50 Variations of welding characteristics at butt joining in hybrid welding ($f_d = -3$ mm, $P = 6$ kW)

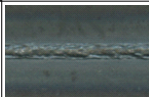

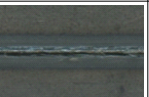
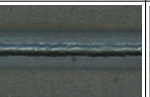
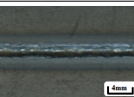
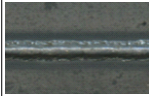
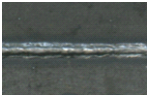

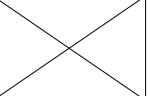
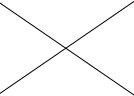
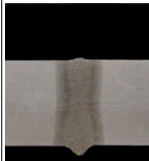

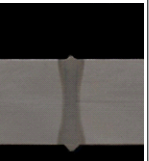
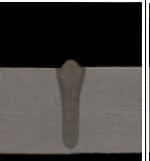

SS400, 8 mm ^t : $P=6\text{ kW}$, $f_d=-2\text{ mm}$, $G_s=\text{Ar}$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$					
$v(\text{m/min})$	1.0	1.5	2.0	2.25	2.5
Bead					
Front bead					
Back bead					
Cross section					

Fig. 3.51 Bead appearances of butt joining in laser only($f_d=-2\text{ mm}$, $P=6\text{ kW}$)

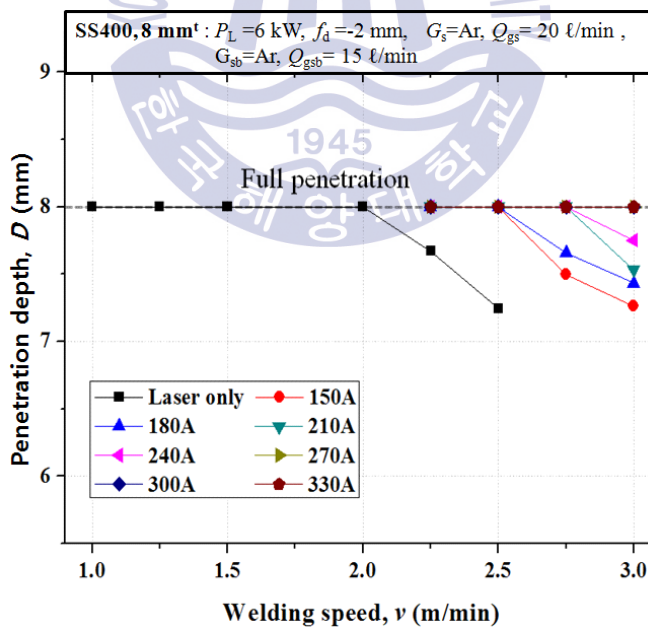


Fig. 3.52 Comparisons of butt joining penetration depth ($f_d=-2\text{ mm}$, $P_L=6\text{ kW}$)

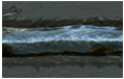
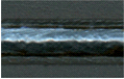
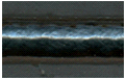
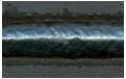
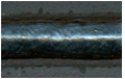



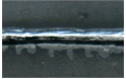

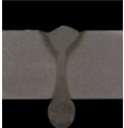




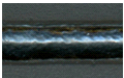
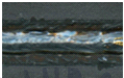
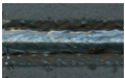
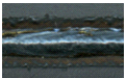














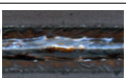
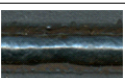





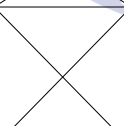
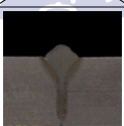
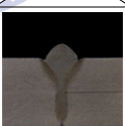
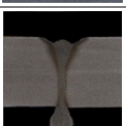
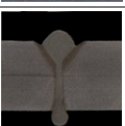


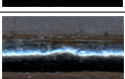
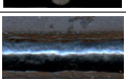
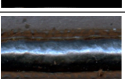
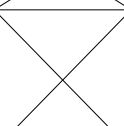
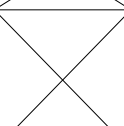
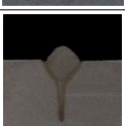
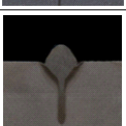
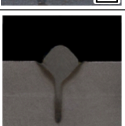
AH36, 10 mm^t : $P=6\text{ kW}$, $f_d=-4\text{ mm}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $a=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$						
ν	$I(\text{A})$	240	270	300	330	360
1.5 m/min	Front bead					
	Back bead					
	Cross section					
1.75 m/min	Front bead					
	Back bead					
	Cross section					
2.0 m/min	Front bead					
	Back bead					
	Cross section					
2.25 m/min	Front bead					
	Cross section					

Fig. 3.53 Bead appearances with variant I and ν of butt joining in hybrid welding ($P=6\text{ kW}$, AH36)

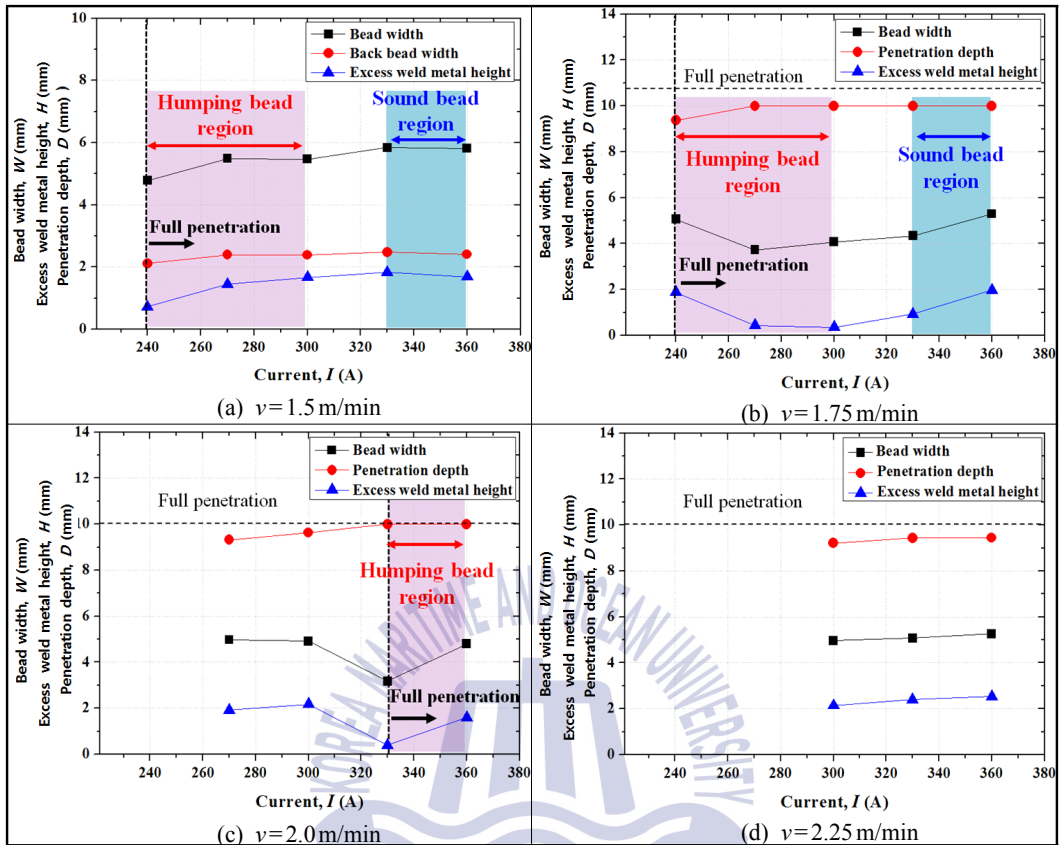


Fig. 3.54 Welding characteristics with variant I and v of butt joining in hybrid welding of Fig. 3.53

AH36, 10 mm^t: $P=6 \text{ kW}$, $v=2.25 \text{ m/min}$, $f_d=-4 \text{ mm}$, $a=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20 \text{ l/min}$,
 $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15 \text{ l/min}$

	$I(\text{A})$	270 ($D_{LA}=3 \text{ mm}$)	300 ($D_{LA}=3 \text{ mm}$)	330 ($D_{LA}=3 \text{ mm}$)	360 ($D_{LA}=3 \text{ mm}$)	390 ($D_{LA}=5 \text{ mm}$)	420 ($D_{LA}=5 \text{ mm}$)
Bead							
Front bead							
Back bead							
Cross section							

Fig. 3.55 Bead appearances with variant I and D_{LA} in hybrid welding

(2) 용접 전압

맞대기 용접 시 속도 및 전류를 변화시킨 결과, 높은 전류 및 빠른 용접속도 조건에서 이면 비드는 형성되었지만 전면 비드에 다량의 스파터와 언더컷이 형성되었다. 따라서, 3.3.3항에서 확인한 바와 같이, 전압 조절과 전류의 파형을 조절하여 아크 길이 감소와 피크 파형에서의 깊은 용입과 안정된 비드를 유도하였고, 비드의 폭을 줄임과 동시에 젖음성을 향상시켜 언더컷을 제어하고자 하였다. 건전한 비드를 얻기 위하여 균일한 이면비드가 형성되었던 6 kW, 360 A, 1.75 m/min의 조건에서 전압과 전류의 파형을 조절하는 실험을 실시하였다.

전압의 제어에 의해 아크 길이를 변화시켜 실험한 용접부의 전면 및 이면비드와 횡단면을 Fig. 3.56에 나타내었고, 단면 형상 관찰에서 아크 길이가 감소함에 따라 언더컷의 면적이 줄어드는 것을 확인할 수 있다. 이면 비드는 기준 전압을 0%(30 V)로 하여 기준전압으로부터 -5%(28.5 V)만큼 전압을 감소시킨 아크 길이에서는 이면비드에 일부 험핑이 발생하였으며, -10%(27 V)에서는 더욱 짧은 아크 길이로 인해 용입이 증가하여 균일한 이면비드가 형성되었다. -15%(25.5 V)와 -20%(24 V)에서는 과도하게 짧은 아크 길이로 인해 순간 단락이 일어나 많은 스파터가 발생하고 동시에 용입이 감소하여 불균일한 이면 비드 및 험핑이 발생하였다. 전압을 제어한 결과, 전압제어만으로는 언더컷을 완전하게 제어할 수 없었다.

Fig. 3.57은 비드폭, 덧살 높이, 언더컷 면적을 측정한 것으로, 비드폭은 아크길이가 감소함에 따라 재료에 작용하는 아크의 면적이 좁아져 비드폭이 점차 감소하는 경향을 나타냈으며, 덧살 높이는 아크길이 변화에 따라 특정한 경향을 나타내지 않았다. 언더컷의 면적을 측정한 결과, 아크 길이가 감소할수록 용융폭이 좁아져 용융금속이 채워야 할 면적이 작아지기 때문에 언더컷이 점차 감소하는 경향을 나타냈으며, -15~-20%에서는 언더컷이 미세하게 존재하였다.

Fig. 3.58은 -15 % 및 -20 %의 광학 현미경 사진을 나타낸 것이다. 용착금속과 모재 사이에서 융합불량이 일어난 것을 확인하였다. 이는 너무 짧은 아크 길이에서는 와이어와 용융금속 사이에 단락이 일어나게 되고, 이때 아크의 생성과 소멸이 반복됨으로 인해 입열량이 감소하게 되어 용융금속과 모재 사이에 젖음성(wettability)이 나빠져 융합 불량 발생으로, -10 %의 아크 길이에서는 스파터 발생량이 적고, 융합불량의 결함이 존재하지 않았으며, 타 조건에 비해 상대적으로 언더컷의 면적이 좁고 균일한 이면비드가 형성되었다. 그러나 비드 양단에 융합불량에 의한 언더컷이 존재하였다.

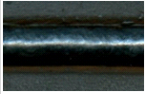
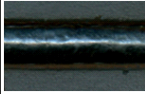
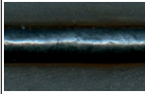
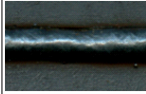
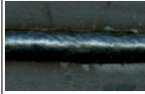
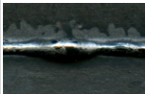

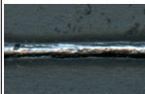
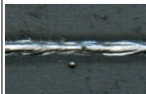


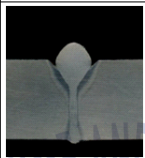
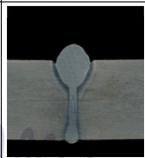

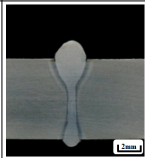
AH36, 10 mm ^t : $P = 6 \text{ kW}$, $I = 360 \text{ A}$, $v = 1.75 \text{ m/min}$, $f_d = -4 \text{ mm}$, $\alpha = 60^\circ$, $D_{LA} = 3 \text{ mm}$, $G_s = \text{Ar} + \text{CO}_2$, $Q_{gs} = 20 \text{ l/min}$, $G_{sb} = \text{Ar}$, $Q_{gsb} = 15 \text{ l/min}$					
Bead \ V	30 V (0 %)	28.5 V (-5 %)	27 V (-10 %)	25.5 V (-15 %)	24 V (-20 %)
Front bead					
Back bead					
Cross section					

Fig. 3.56 Bead appearances with variant voltage(V) in hybrid welding

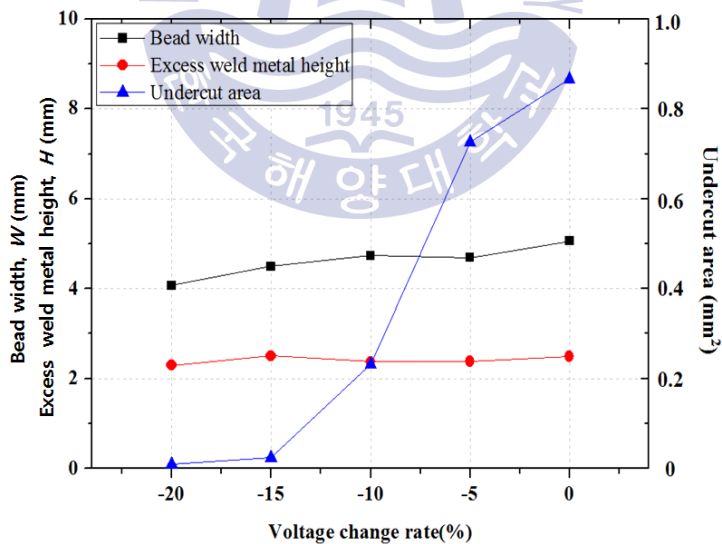


Fig. 3.57 Variations of penetration depth with welding voltages in hybrid welding of Fig. 3.56

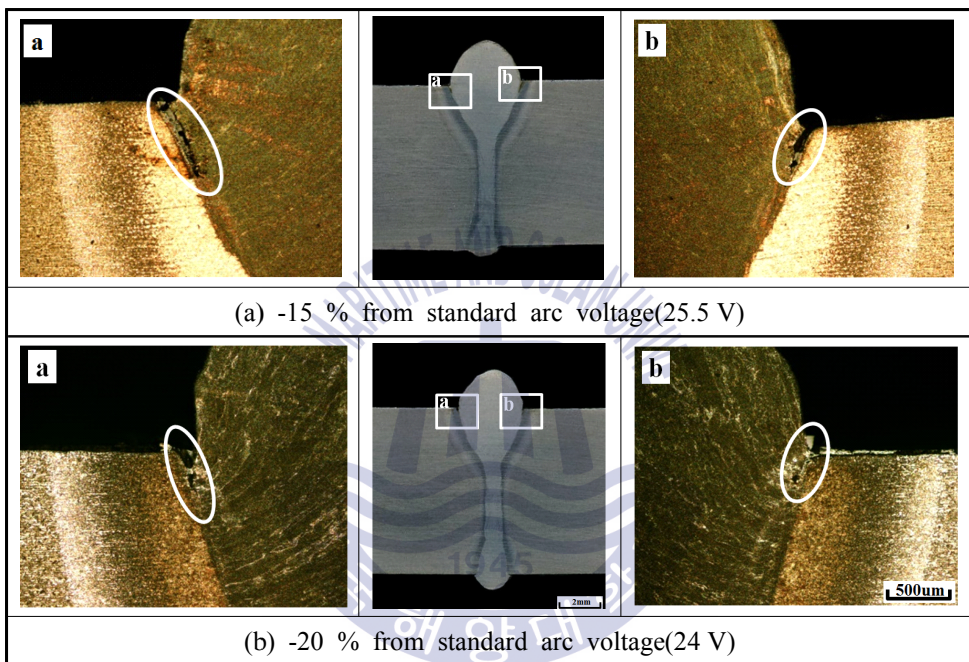


Fig. 3.58 Morphologies of welding defects(undercut) according to reducing the arc length by controlled arc voltage

다. 용접전류의 펄스 파형

아크 길이를 조절하여 전면 비드 및 이면 비드의 안정성이 확인되었지만, 융합불량에 의한 언더컷이 존재하였던 6 kW, 360 A, 1.75 m/min, 27V(-10%)의 조건을 사용하여 아크전류의 펄스콜렉션(pulse correction) 변화를 통해 언더컷을 제어하고자 하였다.

Fig. 3.59에 펄스콜렉션 변화에 따른 전면 및 이면비드 형상 그리고 용접부 횡단면을 나타내었다. 전면 비드는 모든 조건에서 균일하게 형성되었지만, 이면 비드의 경우 $P_{cor.} = -5$ 의 조건에서 타 조건에 비해 더욱 균일하고 안정된 이면비드가 형성되었다. 이는 $P_{cor.}$ 을 “-”로 한 경우 입열량이 증가하기 때문에 더욱 용입이 깊어져 뚜렷하고 안정적인 이면비드가 형성된 것으로 생각된다⁽⁶²⁾.

Fig. 3.60에 펄스콜렉션 변화에 따른 비드폭, 덧살 높이, 언더컷 면적의 측정값을 나타내었다. 비드폭 및 덧살 높이는 펄스콜렉션에 따라 불규칙하게 변화하였으며 뚜렷한 경향을 나타내지 않았다. $P_{cor.}$ 이 0에서 -1로 변화할 때 언더컷 면적은 증가하였지만, $P_{cor.} = -1 \sim -5$ 로 변화함에 따라 비드 양단의 언더컷 면적은 비례적으로 감소하였으며, $P_{cor.} = -5$ 에서는 언더컷이 존재하지 않았다. 이는 $P_{cor.}$ 을 -로 변화시켰을 때, 용접 시 동일 시간동안 용융금속에 작용하는 펄스의 수가 많아지기 때문에 입열량이 증가하고, 이때 더욱 많은 입열량의 투입으로 인해 용융금속의 표면장력이 감소하여 유동성 좋아지므로 비드양단의 언더컷 면적이 감소하는 것으로 생각된다. 또한 많은 입열량으로 인해 용융금속과 모재사이의 젖음성이 좋아져 비드양단에 융합불량이 발생하지 않았다.

이러한 결과를 통해 $P_{cor.}$ 이 “-”로 변화함에 따라 비드폭 및 덧살 높이는 뚜렷한 경향을 나타내지 않았지만, 언더컷의 면적이 감소하는 경향을 나타내었다. $P_{cor.} = -5$ 에서는 이면비드가 더욱 안정되고 균일하게 형성되었으며, 비드 양단에 언더컷 및 융합불량이 존재하지 않았다. 따라서 안정된 이면비드 및 결함이 발생하지 않았던 6 kW, 360 A, 1.75 m/min, -10%, $P_{cor.} = -5$ 의 조건이 10 mm두께의 AH36 맞대기 용접시 최적의 조건으로 판단된다.

AH36, 10 mm ^t : $P=6\text{ kW}$, $I=360\text{ A}$, $v=1.75\text{ m/min}$, $V=-10\%$, $f_d=-4\text{ mm}$, $D_{LA}=3\text{ mm}$, $\alpha=60^\circ$, $G_s=\text{Ar}+\text{CO}_2$, $Q_{gs}=20\text{ l/min}$, $G_{sb}=\text{Ar}$, $Q_{gsb}=15\text{ l/min}$						
<div><div>$P_{\text{cor.}}$</div><div>Bead</div></div>	0	-1	-2	-3	-4	-5
Front bead						
Back bead						
Cross section						

Fig. 3.59 Bead appearances with pulse correction in hybrid welding

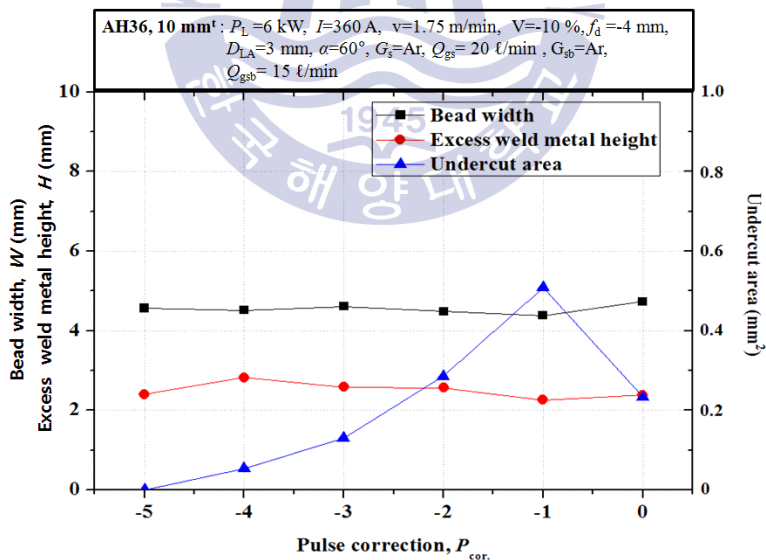


Fig. 3.60 Welding characteristics with variant pulse correction in hybrid welding of Fig. 3.59

(4) 레이저-MIG아크 하이브리드 비드 용접과 맞대기 용접의 용입특성 검토

아크 용접, 레이저 용접과 레이저-아크 하이브리드 용접에서, 용접속도와 용접 입열량이 용입깊이에 미치는 영향을 검토하였고, Fig. 3.61에 실험한 결과를 비교하여 나타내었다. 각 열원의 입열량은 용접 효율, 전도 등에 의한 손실부분을 제외한 조건에서, 입열량의 검토 조건인 용접 전류 혹은 레이저 출력에 대한 용입깊이를 비교하였다. 각 열원의 입열량과 용접속도에 따라 용입 깊이는 다르게 나타났으며, 아크 용접영역의 용입깊이는 Fig. 3.61(a)에, 레이저 용접 영역의 용입 깊이는 Fig. 3.61(b)에, 레이저-아크 하이브리드 용접 영역의 용입 깊이는 Fig. 3.61(c)에 나타내었다.

모든 용접 열원의 실험결과에서 용입깊이는 용접속도가 느릴수록 깊어졌고, 레이저와 MIG아크 두 열원의 상승 작용으로 레이저 열원의 크기가 같더라도 용입깊이는 깊어짐을 확인하였다. 아크 용접(Fig. 3.61(a))은 느린속도와 높은 용접전류에서 최대 용입깊이가 0.5~4mm로 열전도 방식의 용입이 확인되었다. 레이저 용접(Fig. 3.61(b))은 입열량 4~6kW 범위에서 용입 깊이가 4.5mm~8mm의 용입이 이루어졌고, 실험 결과에서, 1m/min와 1.5m/min의 용접속도 조건에서 얻어진 관통용접은 과입열에 의해 얻어진 것으로 적절한 용접 조건은 없었다. 레이저-아크 하이브리드 용접(Fig. 3.61(c))은 각각의 아크 열원과 레이저 열원이 상호 작용하여 6.5~8mm의 용입깊이가 얻어졌고, $D_{LA}=3\text{mm}$, $f_d=3\text{mm}$ 의 조건과 2.25m/min의 빠른 용접속도에서 관통용접이 이루어졌다. 이는 두 열원이 최적 용접 변수에서 상호작용할 때, 레이저 플룸은 아크의 영향으로 플룸의 크기가 작아짐과 동시에 아크 방향으로 유인되어 전기적 통로를 만들며, 아크는 레이저의 키홀 쪽으로 집속됨과 동시에 키홀 깊은 곳까지 작용하여 레이저 단독 용접보다 더 깊은 용입과 안정된 비드를 얻을 수 있었던 것으로 판단되었다^(23,51,63-64).

AH36강재의 고찰 결과 또한 레이저와 아크간의 거리 D_{LA} 가 두 열원간에 발생하는 레이저 플룸과 아크 플라즈마와의 관계에 영향을 미치게 됨은 연강재와 같은 현상임을 실험결과에서 확인하였다. 실험에서, 레이저빔과 아크간의 거리(D_{LA})가 적절한 위치에 있을 때, 레이저 플룸과 아크 플라즈마가 상호작용으로 아크력에 의한 용융지의 크기가 커지고 깊게 오목해지는 효과가 더욱 증가하여 용융지는 키홀 입구로 접근하게 되고 아크가 키홀의 깊은 곳까지 유도하여 용입이 깊어진 것으로 판단되었고, 레이저의 키홀과 아크의 작용거리가 먼 경우 레이저 플룸과 아크 플라즈마는 서로 영향을 미치지 않아서 용입깊이는 줄어들었다^(40,51).

레이저의 초점 위치는 D_{LA} 의 거리에 의해 아크열이 전도되는 범위가 다르기 때문에 두 열원의 작용 범위에 따라 재료의 표면으로부터 레이저가 조사되는 위치는 달라져야

함을 확인하였고, 아크력의 크기에 의해 만들어지는 용융지의 크기가 커지고 깊게 오목해지는 효과가 증가하면 초점 위치는 재료의 내부로 옮겨져 용입 깊이에 영향을 미침을 확인하였다⁽¹⁷⁾. 또한 상대적으로 레이저의 입열량은 좁은 영역에서 키홀 용접이 이루어지기 때문에 소모성 전극의 용융물은 맞대기 용접에서 갭 이음 능력을 향상시키고⁽⁵²⁻⁵³⁾, 아크 전류의 파형과 전압이 영향을 미쳐⁽⁶²⁾ 안정된 비드 외관과 관통 용입을 얻었고, 언더컷이나 기공, 균열, 용입부족, 용락 등과 같은 결함이 제어 가능하였다.

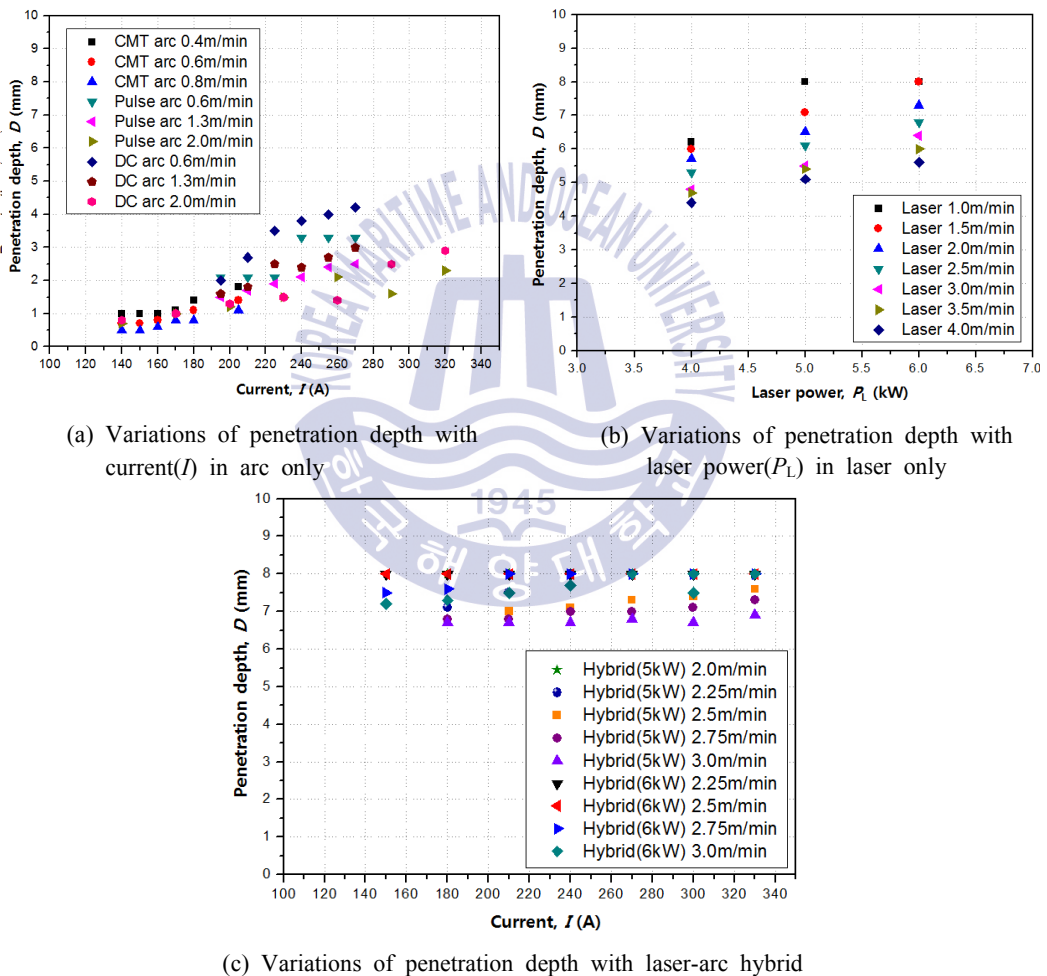


Fig. 3.61 Distributions of penetration depth according to the welding method with welding power and welding speed(SS400, 8mm¹)

3.4 결 론

조선산업에서 가장 널리 사용되고 있는 구조용 강재인 SS400 8mm^t, AH36 8mm^t에 대해서, 파장 길이 1,030 nm, 최대출력 6.6 kW의 CW 디스크 레이저와 MIG 아크를 이용한 레이저-아크 하이브리드 용접을 실시하였다. 비드 용접과 맞대기 용접 시 공정변수에 따른 용입 특성을 평가하고, 최적 용접 조건의 지배인자 도출을 위해서 실시한 연구 결과로부터 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 아크 용접 공정변수와 레이저 용접의 공정변수의 평가 결과를 기초로 레이저-아크 하이브리드 용접의 공정변수에 적용하여 시험한 결과, 아크 열원과 레이저 열원 단독으로 이를 수 없었던 완전용입이 이루어 졌다. 이것은 모재가 아크열원에 의해 가열되고, 아크열이 모재의 깊은 곳까지 전도되어서 금속의 결합구조에 영향을 미쳐 레이저가 보다 깊은 키홀을 만들 수 있었기 때문으로 사료된다.
2. 레이저-아크 하이브리드 맞대기 용접에서, 두께 8 mm의 SS400과 AH36 강은 $P_L = 5$ kW, $I = 300$ A, $v = 2.25$ m/min, $f_d = -3$ mm의 조건에서 건전한 관통용입을 얻었는데 비해서 두께 10 mm의 AH36 강은 $P = 6$ kW, $I = 360$ A, $v = 1.75$ m/min, $f_d = -4$ mm의 조건에서 전압과 전류의 펄스수를 제어함으로써 건전한 관통용입이 가능하였다. 이것은 강재의 두께에 따라 입열에 영향을 미치는 공정변수가 충분한 열전도와 깊은 키홀을 안정적으로 만들 수 있는 조건이 다르기 때문이다.
3. 레이저와 아크 간의 거리(D_{LA})는 두께 8 mm 강재의 경우 용접속도 2~3 m/min와 용접전류 240~300A의 조건과 두께 10 mm AH36 강은 용접속도 2~2.5 m/min와 용접전류 360A의 조건에서 3~4 mm이었고, 가장 안정된 용입깊이와 비드외관을 유지한 거리는 모두 3 mm 부근이었다. 이것은 재료의 두께에 따라 입열량이 증가되었고, 아크력에 의해 오목해진 용융지의 크기가 용입깊이에 영향을 미쳤기 때문에 관통용입이 이루어진 D_{LA} 가 거의 일정한 것으로 사료된다.
4. 두께가 8 mm인 강재의 관통용입이 이루어진 레이저 빔의 초점 위치는 재료의 표면으로부터 -3 mm 위치에 있었고, 두께 10 mm인 강재는 -4 mm 위치에 있었다. 이것은 재료가 아크열의 전도로 인해 레이저 빔의 키홀 형성이 촉진되고, 아크가 만드는 용융지의 깊이가 다르기 때문에, 높은 입열량이 공급되는 10 mm 두께의 재료에서 최적 용입을 얻는 초점위치가 모재 내부의 더 깊은 곳에 위치한 때문이다.
5. 용접전류 240A와 용접 전압 25.2 V의 조건에서, 용접전압이 증가할수록 비드폭이 증

가하고 용입깊이는 감소하며 아크가 불안정하였고, 용접전압이 감소하면 용입깊이가 증가하였으나 너무 감소하면 아크단락과 스파터가 발생하고 용입깊이가 감소하였다. 이것은 아크깊이는 용접전압에 비례하기 때문에, 용접전압이 낮아지면 아크깊이가 짧아져 아크력이 모재에 작용하는 거리가 짧아지고 아크력이 집중되어 용입깊이가 개선되지만 너무 짧아지면 모재와 단락이 일어나 악영향을 미치기 때문이다.

6. 두께 8 mm의 SS400 강의 레이저-아크 하이브리드 용접에서, 비드용접은 $P_L=5$ kW, $I=240\sim330$ A, $v=2.25$ m/min 이하의 속도범위까지 관통용입이 얻어졌고, 맞대기용접은 $P_L=5$ kW, $I=240\sim330$ A, $v=2.5$ m/min 이하의 속도범위와 $I=330$ A, $v=2.75$ m/min의 조건에서 관통용입이 얻어졌다. 이것은 아크 선행 하이브리드 용접에서 아크플라즈마가 미세한 맞대기면의 틈새로 유도되어서 아크열이 레이저 키홀의 깊은 곳까지 영향을 미쳐 레이저 빔의 흡수율이 증가된 때문으로 사료된다.
7. 두께 10 mm의 AH36 강의 레이저-아크 하이브리드 맞대기용접에서, $P_L=6$ kW, $v=1.75$ m/min, $I=270$ A부터 관통용접과 험핑비드가 형성되었고, $I=360$ A에서 이면비드는 건전하였으나 언더컷이 발생하였다. 이것은 관통용입이 이루어지는 순간에 이면비드쪽에서 입열온도가 저하하여 키홀이 일정하게 형성되지 못하게 되고, 이면비드쪽으로 플라스마 형성과 배출에 의한 증발반발력이 균일하지 못하여 스파터 발생량에 차이가 생기고 험핑비드가 형성되고 주기적으로 험핑이 발생한 것으로 사료된다.
8. 두께 10 mm의 AH36 강은 $P=6$ kW, $I=360$ A, $v=1.75$ m/min, $f_d=-4$ mm의 직류아크 전류조건에서 레이저-아크하이브리드 용접한 결과 언더컷이 발생하였으나, 전압의 크기를 작게하여 아크깊이를 조절하고 펄스파형의 파형수를 증가시켜 언더컷이 없는 건전한 용접부가 얻어졌다. 이것은 같은 용접전류에서 아크깊이가 전압의 크기에 비례는 특성을 이용하고, 피크전류와 피크전류 지속시간이 낮아지고 베이스전류가 증가하여 안정된 전류가 공급되어 균일한 입열로 아크가 안정된 때문으로 판단되었다.
9. 실드가스의 유량과 종류에 대한 실험 결과에서, 실드가스의 종류는 순수 Ar과 He에 비하여 Ar과 CO₂의 혼합가스가 보다 적절하였고, 실드가스가 5 l/min 이하의 경우 비드 표면에 산화가 발생하였다. 또한, 전면 실드가스와 유량은 Ar+20%CO₂, 20 l/min, 이면 실드가스와 유량은 Ar, 15 l/min에서 산화방지와 가장 깊은 용입을 나타내었다. 이것은 실드가스 유량이 용융지를 충분히 보호할 수 있는 유량이 공급되어야 하고, 전면실드가스에 포함된 CO₂가 고온에서 해리된 O₂가 용융지의 온도를 상승시켜 용융지의 온도를 상승시켜 용융금속의 흐름을 향상시키고 응고속도를 지연시켜 언더

컷의 방지와 비드의 안정성에 기여한 것으로 사료된다.



제 4 장 알루미늄 합금재의 레이저-MIG아크 하이브리드 용접특성

4.1 서론

운송수단의 경량화를 위해 사용되는 재료는 철에 비해 가벼우면서도 적절한 필요 강도를 가지고 있어야 하며, 재사용이 가능하며 에너지를 절감할 수 있는 친환경적인 특징을 가지고 있어야 한다. 특히 생활 여건의 향상과 건강한 삶을 위해 수요가 증가하고 있는 크루즈선이나 크루즈급 요트는 점차 대형화되어 가고 있고, 이미 대형 크루즈선은 경량화와 에너지 절감을 위해 상부 갑판재 등에 접합성이 좋은 알루미늄 합금이 적용되고 있다. 크루즈급 요트 또한 점차 대형화되어 가고 있는 추세이나 기존의 요트 재료로 널리 사용되는 FRP로는 대형 선체에 적용을 위한 내충격에 취약하여 파손의 위험이 있으며 환경적인 문제로 인하여 알루미늄 합금을 이용한 요트의 선체 제작이 증가할 것으로 예상된다.

선박용 알루미늄 합금재는 A5083이나 A6061 등이 적용되고 있고, 이외에도 항공기용 재료 등을 포함한 다양한 용도의 재료들은 용접성과 안전성 면에서 검증되어 적용되어 오고 있다^(44,65-70). 선박용 알루미늄 합금재에 대한 용접법은 산업 현장에서 주로 MIG 용접이나 TIG 용접인 아크용접이 사용되고 있으나, 아크용접방법은 용접 중 재료의 구성 원소가 증발함으로써 강도가 저하될 수 있고 넓은 열영향부에 의해 생기는 용접부의 열화와 큰 입열에 의한 변형 발생하는 등 신뢰성있는 용접부를 얻기 어렵다. 또한 알루미늄은 높은 반사율과 열전도성으로 인해 용접성이 좋지 않고, 용접부에 균열과 다량의 기공이 발생하는 경향이 있다^(42-43,63).

이러한 문제점을 해결할 방법으로, 알루미늄 합금재에 레이저-아크의 하이브리드 용접이 주목받고 있다. 레이저 용접은 장점인 적은 입열에 의한 열영향부의 영향을 최소화할 수 있고, 아크 열원을 통해 Mg과 같은 용접할 때 증발하기 쉬운 성분의 부족으로 발생하는 강도저하나 열화, 기공형성 원인제거 등을 보완할 수 있고, 아울러 요구되는 정밀한 이음 겹의 허용도를 높일 수 있다^(53,71-73). 또, 아크의 예열 효과로 레이저의 흡수

율을 높여 깊은 용입을 유도함으로써, 고품질의 용접부를 달성하는 것이 가능한 방법으로 연구되고 있다. 알루미늄 합금재의 레이저와 아크의 하이브리드 용접에서 레이저 출력과 아크 출력은 하이브리드 용접의 프로세스 안정성과 용접성에 중대한 영향을 미치고, 다양한 상호작용 변수가 최적화되어야만 아크와 레이저의 결합에서 발생하는 이점을 충분히 활용하면서 하이브리드 용접의 품질을 향상시킬 수 있다.

하이브리드 용접의 주요 매개변수에는 용접속도, 실드가스의 종류와 유량 및 하이브리드를 위한 두 열원의 상대적인 배치 위치 등이 있다. 두 열원 중에서 레이저 용접은 주로 빔 출력과 빔 파라메타 그리고 초점 위치에 의해 특성이 나타난다. 빔 파라메타들은 파장길이, 초점 직경 및 빔 품질 등이 있고 이들은 레이저 장치에 따라 결정된다. 아크 용접은 특히 아크 종류에 의해 지배된다. 일반적인 MIG 용접의 경우, 가장 중요한 매개변수는 아크 전류와 와이어 송급 속도가 있고, 또한 와이어 직경, 와이어 돌출길이 그리고 용접 토치각도가 관련된다.

본 연구에서는 후판 알루미늄 합금재를 한번의 용접 경로로써 관통용접이 가능한 용접 프로세스의 상세한 조건들에 대한 용접특성을 평가하여, 변형과 결함이 없는 용접방법의 개발을 목표로 하였고, 특히 변형과 스패터 발생이 없는 적은 용접 프로세스인 CMT 용접 기능을 적용하여, 후판 알루미늄 합금재들을 관통 용접하기 위한 레이저-아크 하이브리드 용접에의 적용성을 검토한다. 실험은 제3장에서 선행한 구조용 연강재의 용입특성을 참고하여, 알루미늄 합금재들을 대상으로 MIG 아크 용접, 레이저-펄스아크 하이브리드 용접과 레이저-CMT 하이브리드 용접을 실시하고 용접 특성을 평가하고자 한다.

4.2 실험방법

4.2.1 실험재료 및 용접장치

(1) 실험재료

알루미늄 합금재의 MIG 아크 특성을 파악하기 위해 아크용접에 사용된 재료는 A6061-T6재이며, 또 레이저의 용접 특성을 파악하기 위해 사용된 알루미늄 재료는 A5083-H321재와 A6061-T6재이며 용접 와이어는 직경 1.2 mm의 A5356를 이용하였다. 사용한 시험편의 크기는 200 mm×50 mm×8 mm¹이고, 실드가스로 Ar 20 l/min를 사용하였으며, 재료의 화학적 조성과 기계적 성질은 Table 4.1에 나타낸다.

Table 4.1 Chemical composition and mechanical properties of aluminium alloy

Elements Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Yield strength (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	El. (%)
A5083- H321	0.12	0.29	0.011	0.6	4.59	0.10	0.0044	0.0093	0.023	245	337	18
A6061- T6	0.63	0.59	0.22	0.06	1.08	0.27	-	0.19	0.05	256	295	17
Wire A5356 (ϕ 1.2 mm)	Max 0.25	Max 0.40	Max 0.10	0.05~ 0.20	4.5 ~ 5.5	0.05~ 0.20	-	Max 0.10	0.06 ~ 0.20	-	-	-

(2) MIG아크 용접장치 및 레이저 용접장치

MIG 용접장치는 Fronius사의 Transpuls Synergic 3200으로 마이컴에 의해 제어되는 디지털 인버터 용접기를 사용하였다. 이 용접기는 연속 용접인 DC 아크와 단속적 용접인 펄스아크, 그리고 와이어의 순간적인 왕복운동으로 인해 용접 시 강제적인 단락이행을 시켜 저입열로 용접할 수 있는 CMT 용접, CMT와 펄스아크를 혼합한 CMT 펄스 혼합 모드 등의 용접모드가 가능하다. 본 연구에서는 CMT 펄스아크와 CMT 용접 모드를 비교하였다. 파워소스의 최대연속출력은 8.7~11.5 kVA이며 파형제어가 가능한 기능을 포함하고 있다. 용접장치는 6축 외팔보 로봇과 연동하여 용접을 실시하였으며, 용융지의 산화를 방지하기 위한 실드 가스는 와이어와 동축으로 공급하였다.

레이저 용접에 이용한 파이버 레이저 용접장치를 Fig. 4.1에 나타내었다. 실험에 사용

된 레이저는 IPG Laser GmbH사의 YLR-5000 모델로서 최대출력 5 kW의 연속파장 이터븀 파이버 레이저(CW Ytterbium-Fiber laser)로, 파장길이는 1,070 nm이며, 가공용 파이버 끝단의 BPP(Beam Product Parameter)는 8 mm*mrad로서 높은 빔 품질을 가지고 있다.

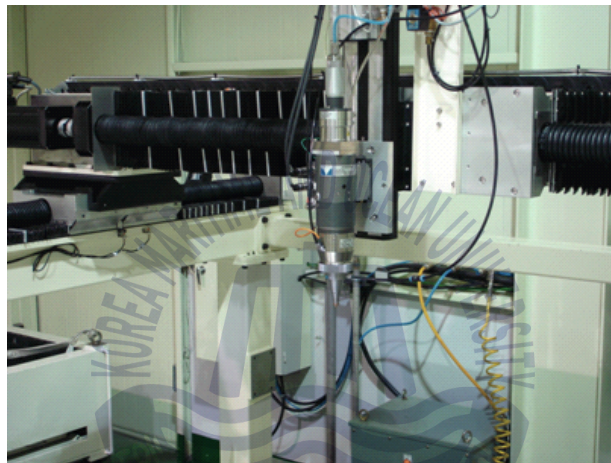


Fig. 4.1 Fiber laser welding system

4.2.2 비드 및 맞대기 용접

(1) MIG펄스 아크, CMT아크 비드 용접

알루미늄 합금재의 레이저-아크 하이브리드 적용을 목적으로 각 열원들의 용접특성을 파악하기 위해서 MIG 펄스 모드, CMT 모드를 이용한 비드용접 실험을 실시하였다. 알루미늄 합금재는 높은 반사율을 가지고 있기 때문에 예열 효과를 얻기 위하여 전진법을 사용하였고, 토치의 각도는 가능한 깊은 용입을 얻기 위해 수직으로부터 10° 로 설정하였다. 용접조건으로는 용접전류 및 용접속도를 각각 변화시켜 그 용접특성을 비교 검토하였다. 용융지의 산화를 방지하기 위해 보호가스를 사용하였고, 보호가스는 Ar-20 % CO₂의 혼합가스를 아크 토치 노즐을 통해 유량 20 l/min으로 공급하였다. 아크열원의 용입특성을 파악하기 위한 실험에 사용된 변수와 범위를 Table 4.2에 나타내었다.

Table 4.2 Range of arc welding parameters

Parameter	Welding parameter	Range
Welding mode		Al Alloy, 8mm ^t
CMT	Torch angle, $\alpha (^\circ)$	10 (forward)
	Current, $I (A)$	150~204
	Speed, $v (m/min)$	0.4~0.8
MIG 펄스	Torch angle, $\alpha (^\circ)$	10 (forward)
	Current, $I (A)$	range 120~225(step: 15 A)
	Speed, $v (m/min)$	0.8 ~ 1.4
	Shield gas flow rate, $Q_{gs} (l/min)$	20
	Kind of shield gas	Ar+20%CO ₂ ,

(2) 레이저 비드 용접

레이저용접은 집광렌즈에서 초점거리 $f_d = 300$ mm인 광학계를 사용하였으며, 실드 가스는 Ar가스를 20 l/min의 유량으로 모재 표면에서 40° 각도로 용접진행방향 후방에서 20 mm의 거리를 두고 용융지로 분사하였다. 또한 레이저 빔은 레이저 반사광을 고려하여 광학계를 용접진행방향에 대해 수직선의 후방으로 6° 경사시켰다.

(3) 레이저-아크 하이브리드 비드 용접 및 맞대기 용접

레이저-아크 하이브리드 용접 장치는 최대출력 5 kW 파이버 레이저와 MIG 아크 용접기를 결합하여 구성하였다. 파이버 레이저 고정 축에 XYZ 이동축을 결합하여 아크 토치를 고정시키고, 용접 시험편의 이동은 스테이지를 이용하여 용접을 실시하였다. 본 연구의 레이저-아크 하이브리드 용접에서는 단속적인 펄스전류에 의해 입열이 제어되

면서 깊은 용입을 얻을 수 있는 펄스아크와 저입열의 용접모드인 CMT, 그리고 CMT와 펄스아크의 혼합모드를 적용하였다.

레이저 조사각도(α_L)는 수직방향으로 6° 기울어진 상태에서 조사하였으며, 아크토치는 지면의 수평방향으로부터 65° 기울여서 레이저 빔과의 간섭이 일어나지 않도록 하였다. 실드가스는 아크토치에서 분사되는 20 l/min 의 Ar 가스를 사용하여 레이저 조사 지점과 아크 발생 구간인 하이브리드 용접의 용융부를 전체적으로 실드하였다. 용접방향은 아크토치가 선행이 되게 하여 표면비드 품질 및 갭 브릿지 효과를 향상시킬 수 있도록 하였다. Fig. 4.2는 레이저-아크 하이브리드 용접의 실험 방법을 나타낸다.

또, 선행 실험에서 설정한 레이저 용접 조건과 아크 용접 조건을 적용하여 레이저-CMT 하이브리드 맞대기 용접 특성과 갭 간격에 따른 갭 허용 오차를 조사하였다. 레이저 출력과 용접속도를 일정하게 한 조건에서 CMT 아크 전류를 변화시키면서 최적 관통 용접 조건을 조사하였고, 용접 외관 품질이 안정된 아크 전류 조건에서 속도를 변화시켜 관통 용접과 건전한 비드 형성 조건을 조사하였다. 또 조사된 최적 하이브리드 용접 조건에서 갭 허용 오차를 평가하기 위해 갭 간격을 구간별로 설정한 시험편에 대해 맞대기 용접을 실시하여 갭 허용 오차를 확인하였다.

레이저-아크 하이브리드 용접에서 레이저빔과 아크의 상대적인 배치, 특히 레이저빔과 아크간의 각도 및 간격은 용접부의 용입 깊이나 비드 안정성과 같은 용접성에 상당한 영향을 미치는 중요한 변수이므로, 아크토치의 각도(α) 및 레이저빔과 아크간의 거리(D_{LA}), 레이저 출력(P_L) 및 아크전류(I)를 변수로 하여 레이저-아크 하이브리드 용접을 진행하였다.

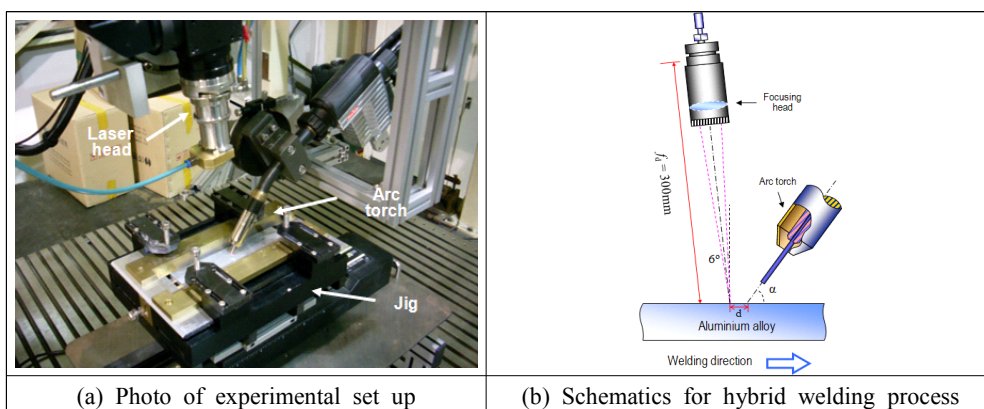


Fig. 4.2 Photo and schematic illustration for fiber laser-arc hybrid process

4.3 실험결과 및 고찰

4.3.1 아크용접 및 레이저용접 공정변수의 영향

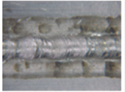



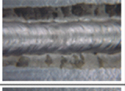
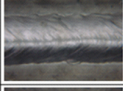

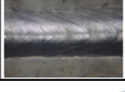
(1) 알루미늄 합금재의 아크용접

알루미늄 합금의 아크특성을 파악하기 위해 MIG아크용접에 사용된 재료는 A6061-T6 재료이며, 용접 와이어는 직경 1.2 mm의 A5356를 이용하였다. 사용한 시험편의 크기는 200 mm×50 mm×8 mm^t이며, 실드가스는 Ar 20 l/min를 사용하였다.

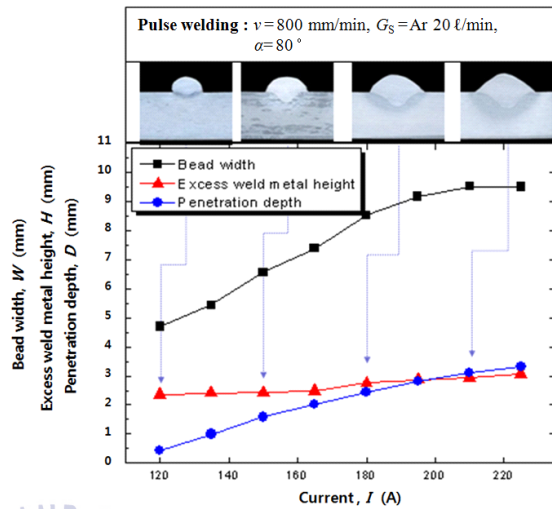
가. 펄스 아크 용접

알루미늄 A6061 합금의 펄스아크 용접 시 아크전류에 따른 비드외관, 단면형상과 용접특성을 Fig. 4.3에 나타내었다. 용접속도를 0.6 m/min으로 고정하고 용접전류를 120 A에서 225 A까지 변화시키면서 아크전류에 따른 용접특성을 확인한 결과, 덧살 높이는 약간 증가한 반면에 비드 폭은 195 A까지 급격하게 증가하였다. 또한 용입 깊이는 전류가 상승할수록 일정하게 증가하였다. 알루미늄 재료는 열전도성이 좋기 때문에 아크전류가 증가할수록 용입 깊이 보다는 비드 폭의 증가가 더욱 현저하게 나타났다.

펄스아크 용접 시 용접속도에 따른 특성을 Fig. 4.4에 나타내었다. 아크전류를 180 A로 일정하게 한 후, 용접속도를 0.6~1.4 m/min으로 변화시켰다. 속도가 증가함에 따라서 입열량이 감소하기 때문에 비드 폭, 덧살 높이 및 용입 깊이가 감소하였으며, 특히 비드 폭의 감소가 뚜렷하게 나타났다. 아크전류의 변화와 마찬가지로 알루미늄 합금에서의 입열량의 감소는 비드 폭에 많은 영향을 미친다는 것을 확인하였다. 또, 용접속도가 0.9 m/min 이하의 속도에서는 용접비드가 한쪽으로 점점 더 기울어짐을 보였고, 이는 느린 속도 때문에 실드가스가 영향을 미친 것으로 판단되었다.








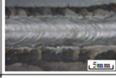

A6061, Pulse welding : $v=800$ mm/min, $G_s=Ar20$ ℓ /min, Torch angle = 80°			
Current (wire feed rate)	Bead appearance	Current (wire feed rate)	Bead appearance
120A (7.0m/min)		180A (11.6m/min)	
135A (7.9m/min)		195A (12.5m/min)	
150A (9.3m/min)		210A (13.3m/min)	
165A (10.5m/min)		225A (14.1m/min)	

(a) Bead appearances

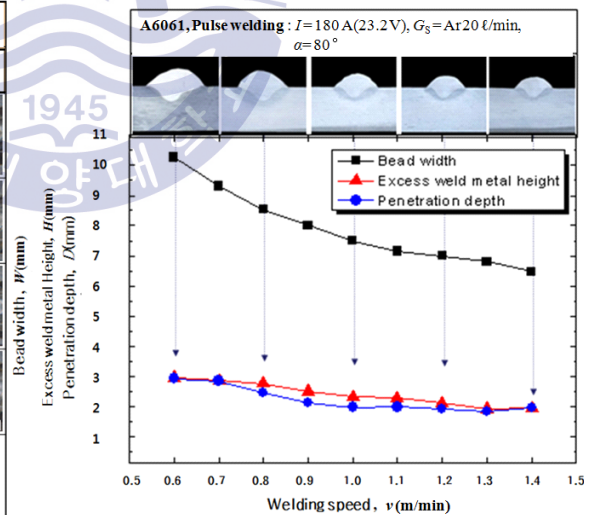


(b) Variations of bead width, excess weld metal and penetration depth

Fig. 4.3 Welding characteristics with variant current in pulse arc welding(A6061)

A6061, Pulse welding : $I=180$ A(23.2 V), $G_s=Ar20$ ℓ /min, $\alpha=80^\circ$			
Welding speed (m/min)	Bead appearance	Welding speed (m/min)	Bead appearance
0.6		1.1	
0.7		1.2	
0.9		1.3	
0.9		1.4	
1.0			

(a) Bead appearances



(b) Variations of bead width, excess weld metal and penetration depth

Fig. 4.4 Welding characteristics with variant speed in pulse arc welding(A6061)

나. CMT 용접

Fronius 3200 모델은 알루미늄 합금재의 CMT 용접 시 최적 아크전류는 95 A로 설정되어 있다. 따라서 A6061의 CMT 용접은 아크전류를 95 A로 고정하고 용접속도만을 변화시키면서 용접성을 파악하였으며, Fig. 4.5에 그 특성을 나타내었다. 용접속도가 0.5 m/min까지는 비드 형상이 안정한 형태를 하고 있는 반면에 0.6 m/min 이상의 속도에서는 불안정한 비드가 형성되었다. 또한 알루미늄 합금재의 CMT 용접부는 용입이 거의 이루어지지 않았고, 표면에 용접 와이어가 용착되어 있는 것을 확인하였다. 박판용접에 사용되는 CMT 용접의 특성상 상당히 낮은 전류이기 때문에 알루미늄 합금의 후판 용접에는 매우 불안정한 특성을 나타내었다.

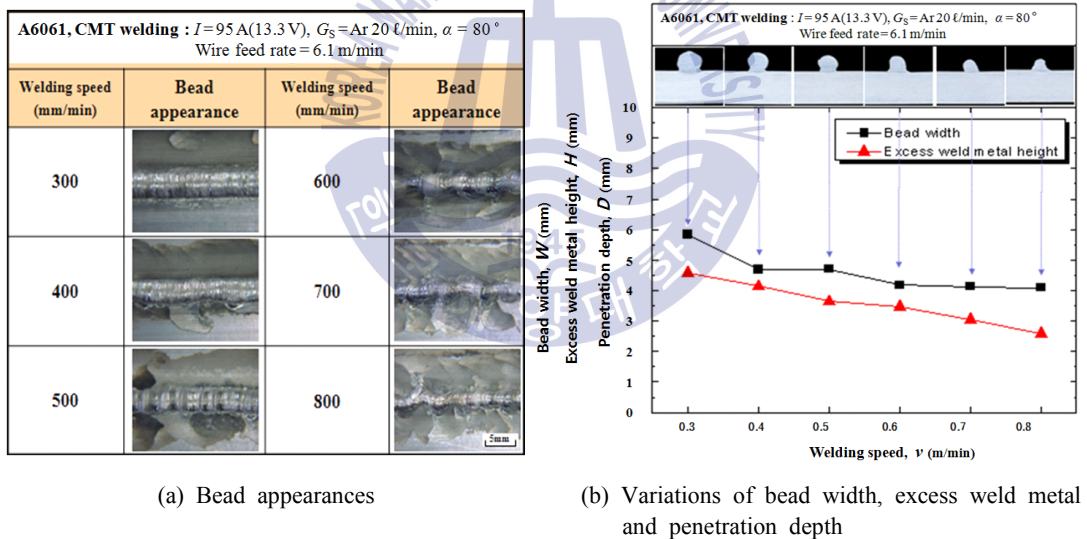


Fig. 4.5 Welding characteristics with variant speed in CMT welding(A6061)

(2) 알루미늄 합금재의 레이저 용접

하이브리드 용접 시 레이저빔은 재료 내부로 키 홀을 형성하여 하이브리드 용접부의 용입을 결정하는 역할을 한다. 레이저는 주로 빔 파라메타와 초점위치 및 레이저 출력에 의해 특성이 나타는데, 일반적으로 빔 파라메타는 레이저 장치에 의해 결정되기 때문에 초점위치 및 레이저 출력을 변수로 하여 하이브리드 용접 전에 알루미늄 합금재에 대한 레이저 용접성 중에 용입 특성을 조사하였다.

가. 비초점 거리

파이버 레이저의 알루미늄 용접 시, 비초점 거리(f_d) 변화에 따른 용입 특성을 조사하기 위하여 알루미늄 A5083재와 A6061재에 대해 레이저 출력 $P_L = 4 \text{ kW}$, 용접속도 $v = 2 \text{ m/min}$, 또 실드가스는 높은 레이저 출력을 고려하여 실드가스의 양을 조금 증가시켜 Ar 25 ℓ/min 의 조건에서 실시하였다. 비초점 거리는 $f_d = -6 \sim +8 \text{ mm}$ 까지 2 mm 간격으로 변화시켰다. 각 재료의 비초점 거리에 따른 용입 특성을 Fig. 4.6에 나타내었다.

A5083은 비초점 거리에 따라서 용입 깊이는 초점을 중심으로 -6 mm에서 +6 mm까지 키 홀 용접 현상을 보였으며, +8 mm의 비초점 거리에서는 열전도형 용접으로 이행되었다. A6061은 -6 mm에서 +4 mm까지 키 홀 용접이 이루어졌고 +6 mm 이상에서 열전도 용접으로 변화하였다. 파이버 레이저의 우수한 빔 품질과 긴 초점 심도 때문에 두 실험재 모두 넓은 범위에서 키홀 용접이 얻어졌다. 또 높은 빔 품질에 기인한 비드 천이의 영향이 매우 두드러지게 나타났다.

용입 깊이가 깊은 구간은 A5083의 경우 $-2 \sim 0 \text{ mm}$ 였으며, A6061은 $-4 \sim 0 \text{ mm}$ 였다. 용입 깊이가 가장 깊은 구간은 두 소재 모두 $f_d = 0 \text{ mm}$ 에서 깊었으며, 이를 토대로 앞으로의 실험에는 비초점 거리를 0 mm로 설정하여 실험을 진행하였다. 두 소재를 같은 비초점 거리 조건하에서 레이저 용접하였지만, Fig. 4.6에서와 같이 용입 깊이 및 비드 폭에서 차이를 나타내고 있고, 이는 두 소재의 열전도성에 영향을 미치는 성분의 차이 때문인 것으로 판단되었다. A6061 소재의 열전도성이 A5083 소재보다 높기 때문에 상대적으로 A5083보다 레이저 입열이 한곳이 집중되지 못하여 용입 깊이가 다소 낮은 경향을 나타내었다^(42-43,74).

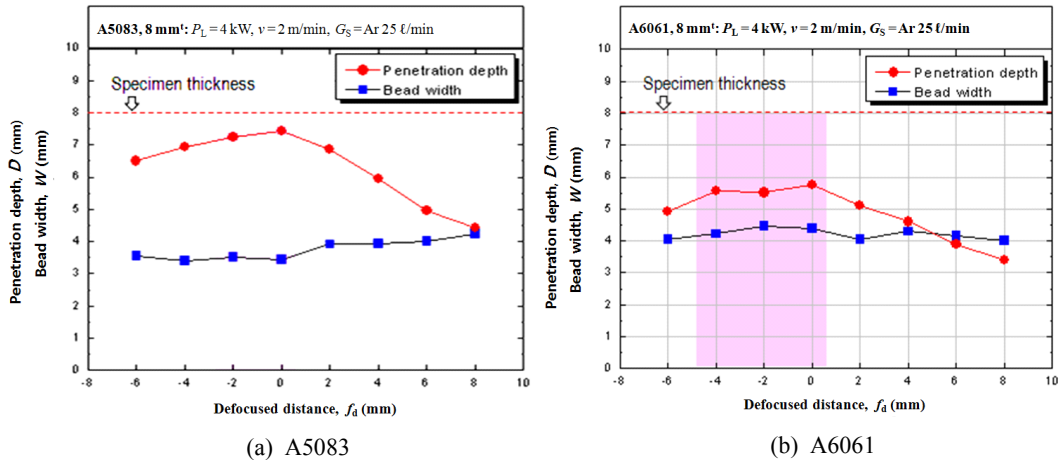


Fig. 4.6 Welding characteristics with variant defocused distance in laser bead welding

나. 레이저 출력 및 용접속도

A5083 및 A6061 알루미늄 시험편에 대한 비초점 거리 실험에서 선정된 $f_d = 0$ mm의 위치에서 레이저 출력(P_L)을 3.0 kW에서 5.0 kW까지 변화시키면서, 용접 속도(v)를 2.0 m/min에서 4.0 m/min까지 0.5 m/min의 간격을 두고 비드용접을 실시하였다.

Fig. 4.7은 A5083 소재의 레이저 출력 및 용접 속도에 따른 비드 폭 및 용입 깊이의 변화, Fig. 4.8에 비드 외관, Fig. 4.9에 용접단면을 나타내었고, 모든 출력범위에서 용접 속도가 증가함에 따라 감소하는 경향을 나타내었다. 각 출력별로 (a)의 비드 폭 변화는 3 kW와 4 kW에서는 용접속도의 증가에 의해 입열량이 감소하여 비드 폭이 선형적으로 감소하는 반면, 5 kW에서는 다른 출력과 상이한 경향을 보였다. 이는 5 kW의 경우 용접속도가 3.0 m/min 이하에서 관통 용입이 일어나면서 험핑 비드가 발생하여 비드 형상이 불안정하기 때문이다. (b)의 용입 깊이 변화에서 레이저 출력 5 kW일 때 3.0 m/min의 속도에서 관통 용입이 일어났다. 3 kW 및 4 kW의 레이저 출력에서는 용입 깊이의 변화가 완만하게 변화하였고, 5 kW에서는 용접속도가 감소할수록 용입 깊이가 급격하게 증가하여 관통 용입까지 이르렀다. 비드외관 및 용접 단면부는 비드 형상이 불안정한 험핑 비드, 언더컷 및 기공을 형성하였고, 특히 관통 용입이 발생한 조건에서는 심한 험핑 현상과 더불어 커다란 기공이 형성되어 있었다.

이는 레이저 출력에 의한 입열량이 과대하였고, 알루미늄의 낮은 에너지 흡수율과 급격한 키홀로의 입열 때문에, 키홀 주위의 온도가 낮은 상태에서 재료를 폭발적으로 용

용시키게 되고, 증발되는 내부의 증기압과 플룸이 안정된 배출흐름을 이루지 못한 상태에서, 내부의 큰 압력으로 때문에 생긴 이면 비드 헤팅과 흘러내린 용융금속 때문에 전면 비드에 언더필 현상이 나타나고, 용융금속이 급속응고됨으로써 조대한 기공이 형성되었다. 용접속도가 3.5 m/min 이상에서는 입열이 줄어들어, 기공이 내부에 존재하지만, 용접부의 내부에 기공이 점차 줄어들고 키홀용접 형태를 나타내었다^(40,74).

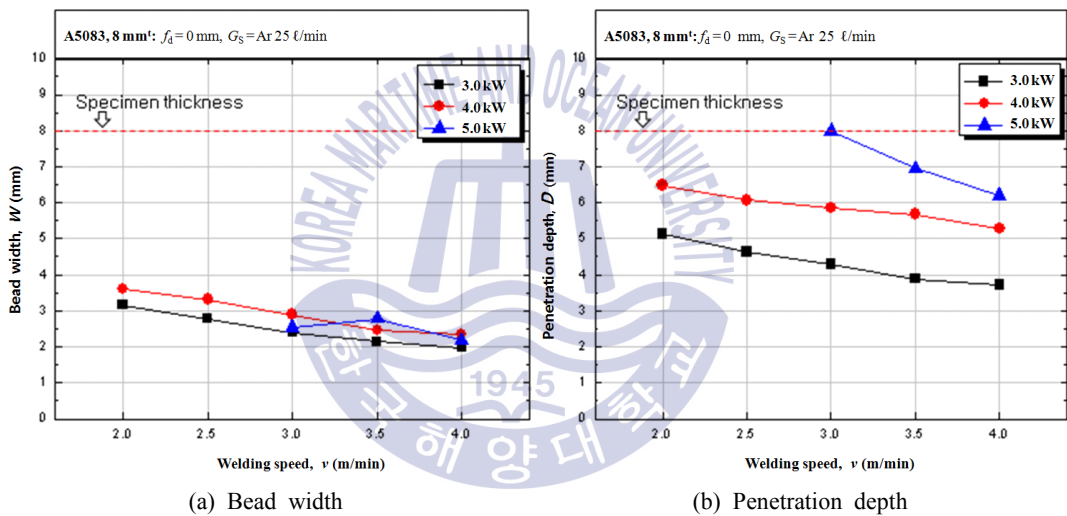


Fig. 4.7 Variations of welding characteristics with variant laser power and speed in laser bead welding(A5083)



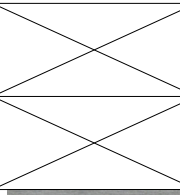







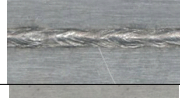
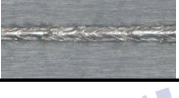
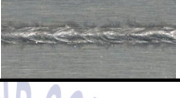

A5083, 8 mm ^t : $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 25 \text{ l/min}$			
$P_L(\text{kW})$	3.0	4.0	5.0
$v(\text{m/min})$			
2.0			
2.5			
3.0			
3.5			
4.0			

Fig. 4.8 Bead appearances with variant laser power and speed in laser bead welding(A5083)

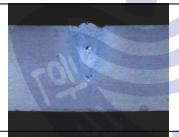
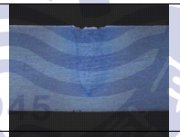
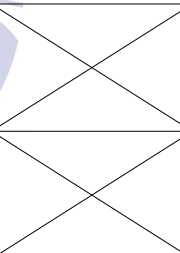
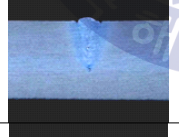

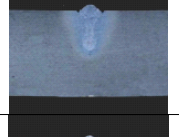
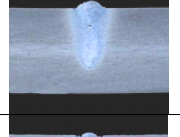
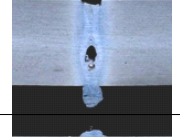


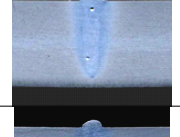
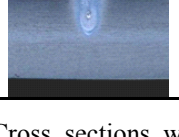


A5083, 8 mm ^t : $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 25 \text{ l/min}$			
$P_L(\text{kW})$	3.0	4.0	5.0
$v(\text{m/min})$			
2.0			
2.5			
3.0			
3.5			
4.0			

Fig. 4.9 Cross sections with variant laser power and speed in laser bead welding(A5083)

Fig. 4.10에 A6061 소재의 공정변수에 따른 용입 특성, Fig. 4.11, Fig. 4.12에 레이저 출력 및 용접속도에 따른 비드 형상 및 횡단면을 나타내었다. 용입 특성은 앞선 A5083의 변화와 비슷한 경향을 나타내었다. 레이저 출력 3~5 kW, 용접속도 2.0~4.0 m/min의 조건하에서 관통용접이 발생하지 않은 A6061의 비드 폭 및 용입 깊이를 검토한 결과 용접속도가 빨라질수록 전체적으로 비드 폭과 용입 깊이가 감소하였고, 각 출력조건에서 비슷한 감소폭을 나타내었다. 다만 A5083 소재와 비교해서 넓은 비드 폭 대비 낮은 용입 깊이를 나타내고 있는 것은 A6061 소재의 열전도성의 차이 때문으로 생각된다. A6061의 비드 및 단면부를 보면 A5083에 비해 상부의 비드 폭이 넓었고, 일부 조건에서는 비드의 험핑과 기공 및 언더컷이 발생하였다.

알루미늄 합금재의 레이저 용접 시에는 입열이 증가할수록 비드 폭 및 용입 깊이가 증가하였고, 실험에 사용된 A5083과 A6061의 레이저 용접성에 큰 차이가 있었다. 또한 알루미늄 합금의 레이저 용접 시 비드 형상이 불안정하거나 언더컷 및 기공과 같은 결함이 발생한다. 따라서 알루미늄 합금의 용접 시 레이저 단독보다는 비드가 안정적으로 형성되는 아크 열원과의 하이브리드 용접을 통해서 안정적인 비드 형성과 더 깊은 용입 및 용접결합의 억제 등과 같은 시너지 효과를 얻을 수 있으리라 기대된다.

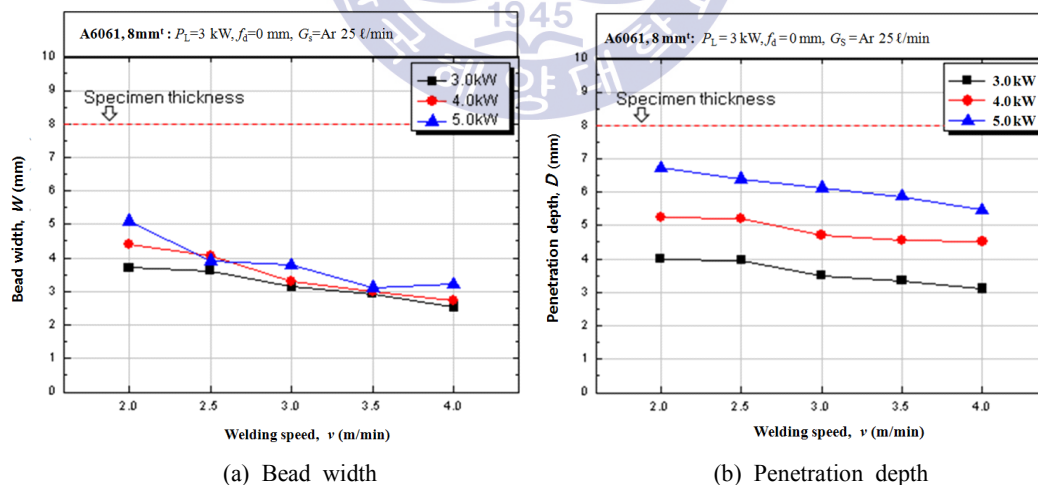


Fig. 4.10 Welding characteristics with variant laser power and speed in laser bead welding(A6061)







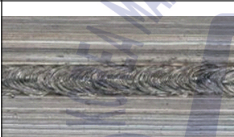

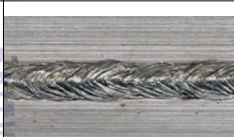


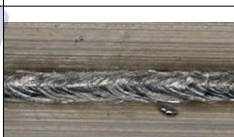



A6061, 8 mm ^t : $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 25 \text{ l/min}$			
$P_L(\text{kW})$ $v(\text{m/min})$	3.0	4.0	5.0
2.0			
2.5			
3.0			
3.5			
4.0			

Fig. 4.11 Bead appearances with variant laser power and speed in laser bead welding(A6061)

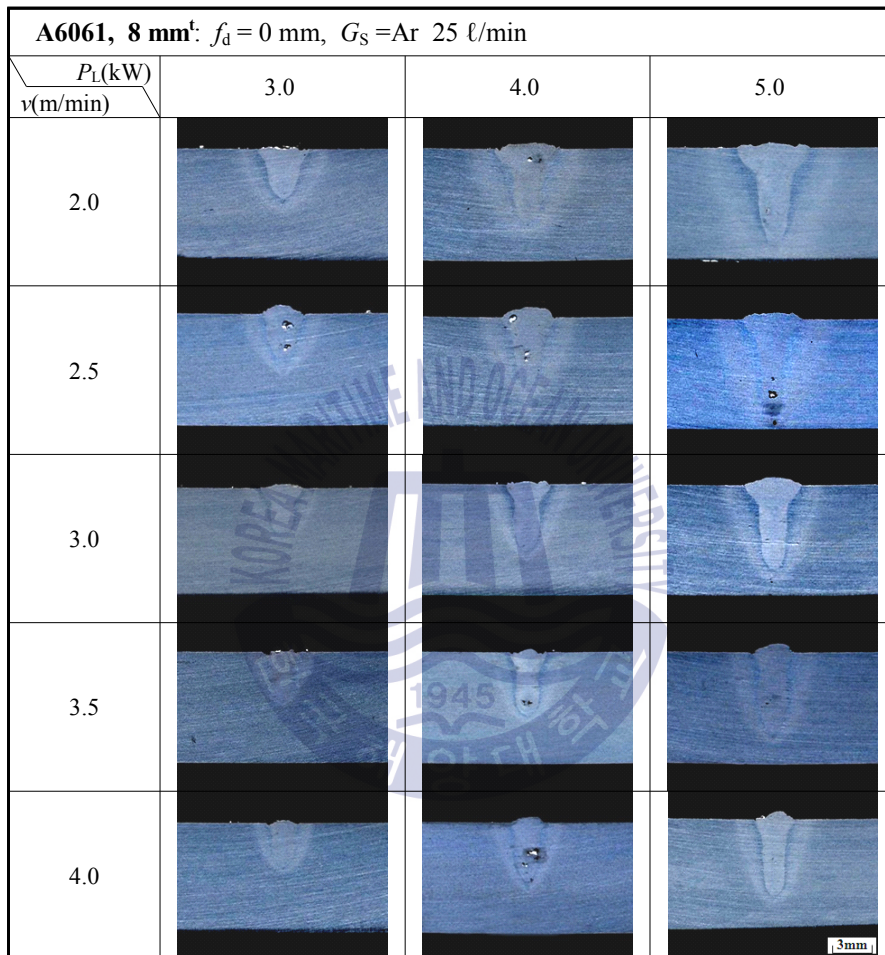


Fig. 4.12 Cross sections with variant laser power and speed
in laser bead welding(A6061)

4.3.2 알루미늄 합금재의 레이저- MIG펄스 아크 하이브리드 용접 특성

(1) 레이저-펄스 아크 간 거리

레이저빔과 펄스아크간의 거리에 따른 용입 특성을 파악하기 위하여 8 mm^t의 두께를 가진 알루미늄 A5083과 A6061에 대하여 비초점 거리 $f_d = 0$, 토치각도 65°, 실드가스는 아크 토치를 통해 유량 $Q_G = 20$ l/min를 고정하여 하이브리드 비드 용접을 실시하였다.

가. A5083재의 레이저-펄스 아크 하이브리드 용접

알루미늄 A5083 8 mm^t 시험편에 대하여 펄스 아크전류를 140 A 및 180 A로 설정하고 레이저 출력을 3 kW, 4kW, 5 kW로 변화시키면서 레이저빔-펄스아크간 거리(D_{LA})의 변화에 대한 하이브리드 용접을 실시하였다. 용접속도는 3 kW, 4 kW일 때 3 m/min, 5 kW일 때 3.5 m/min으로 레이저 단독 용접 시 관통용접이 이루어지지 않은 조건으로 실험하였다. 두 열원간의 거리는 0 mm~5 mm까지 1 mm 간격으로 하였으며, Fig. 4.13 및 Fig. 4.14에 아크 전류별 변화의 영향을 각각 나타내었다. 또, Fig. 4.15과 Fig. 4.16에 각 전류별 레이저-아크간 거리의 변화에 따른 용접비드 및 단면형상을 나타내었다.

아크전류가 140 A일 때 레이저 빔과 아크 간의 거리에 따른 전체적인 경향은 D_{LA} 가 1 mm 구간에서 용입 깊이가 가장 깊어졌다가 다시 감소한 후 레이저 출력의 증가와 함께 최대 용입 깊이가 얻어지는 거리도 커졌다. 3 kW에서 $D_{LA} = 3$ mm, 4 kW에서 4 mm, 5 kW에서 5 mm의 거리에서 가장 깊은 용입 깊이를 나타내었지만, D_{LA} 가 증가할수록 비드 폭은 감소하고 덧살 높이는 증가하였다. 또한 Fig. 4.17 및 Fig. 4.18에 나타난 용접비드 및 단면을 관찰한 결과, D_{LA} 가 증가할수록 비드형상이 불안정해지고 단면의 기공도 거리가 짧을 때보다 상대적으로 많았다. 실험 결과, D_{LA} 가 증가하면 용입 깊이는 레이저 출력에 따라서 증가할 수 있지만 비드 폭이 감소하고 덧살 높이가 증가하며 불안정한 용접비드를 형성하였다. 따라서 하이브리드 용접의 장점인 용입깊이와 갭브릿지 효과를 모두 감안할 때에는 보다 안정적인 비드형상을 나타내면서 용입깊이가 깊었던 $D_{LA} = 1$ mm가 가장 적합한 조건이라고 판단되었다.

펄스아크전류 180 A의 경우에는 전체적으로 140 A의 결과와 약간 상이하였다. 3 kW, 4 kW, 5 kW의 모든 레이저 출력조건에서, 펄스아크전류 180 A의 경우, $D_{LA} = 2$ mm에서 용입깊이가 가장 깊었고, $D_{LA} = 2$ mm 이상인 거리에서 일부 조건의 용입 깊이가 상승하였지만, 거리가 2 mm일 때의 용입 깊이에는 미치지 못하였다. 또한 비드 폭 및 덧살 높이의 변화가 크지 않았다. 다만, 레이저 출력 5 kW에서는 용입 깊이가 급격하게 상승하면서 관통용접이 이루어졌지만 덧살이 형성되지 않는 경우도 발생하였다. Fig. 4.17와

Fig. 4.18에 나타난 비드 및 단면 형상을 관찰한 결과, 아크전류가 140 A일 때와 비교하여 대부분의 경우 양호한 용접비드를 형성하고 있는 것을 확인하였다. 이러한 경향을 근거로 판단한 결과, 아크전류가 180 A일 때는 용입 깊이가 가장 깊은 구간인 $D_{LA} = 2$ mm에서 레이저-펄스아크 하이브리드 용접시 안정한 용접비드를 얻을 수 있을 것으로 사료되었다.

실험 결과에서, 펄스 아크전류가 변화함에 따라서 하이브리드 용접할 때, 중요 파라메타인 레이저-아크간 거리(D_{LA})의 영향이 상이하였고, 140 A에서는 $D_{LA} = 1$ mm, 180 A에서는 $D_{LA} = 2$ mm의 조건을 얻었다. 용융되는 와이어의 양은 아크전류와 레이저와 아크간의 상호작용에 영향을 미치는 영역이 D_{LA} 에 의해 달라졌고, 레이저-아크 하이브리드 용접을 행할 때에는 아크전류와 레이저 출력에 따라서 레이저와 아크간의 거리를 고려할 필요가 있는 것으로 판단되었다.



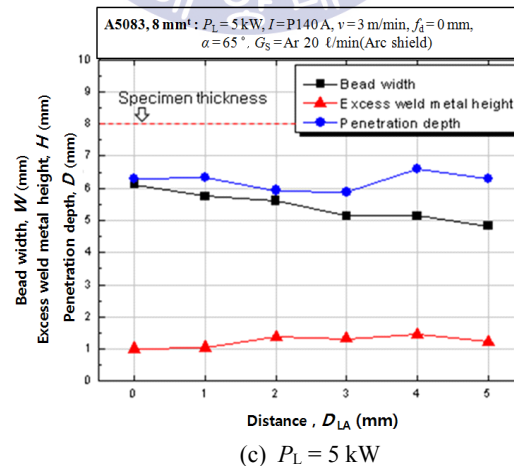
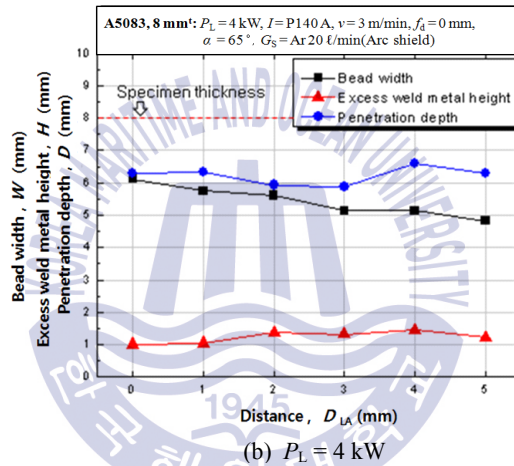
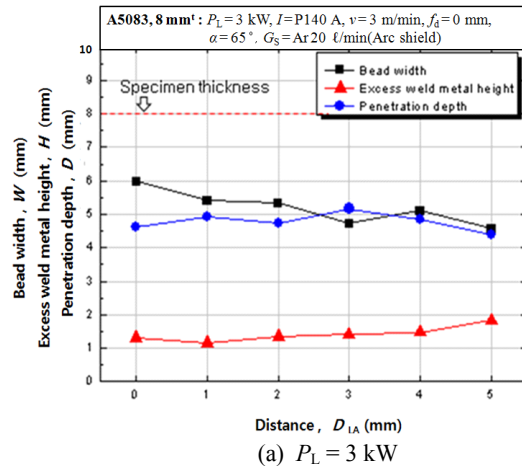
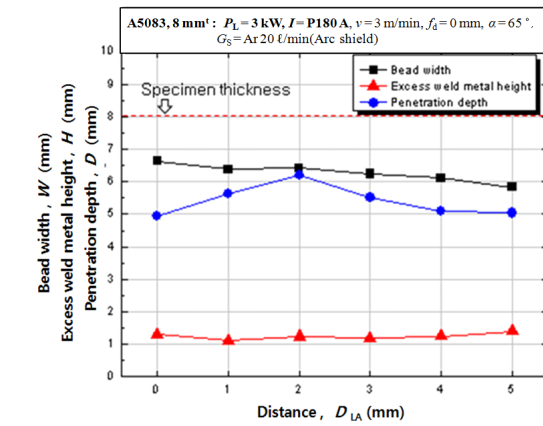
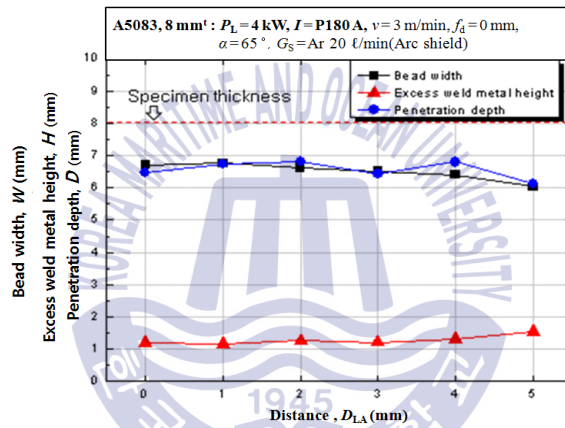


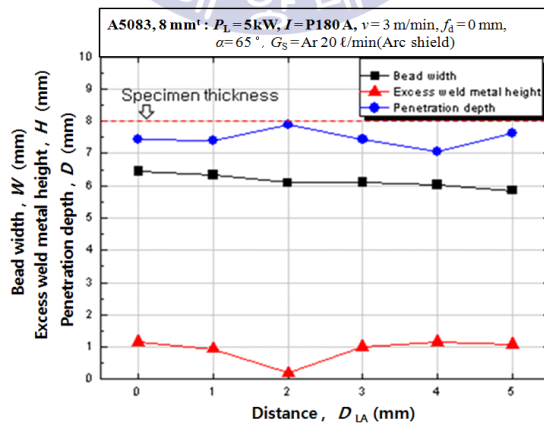
Fig. 4.13 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in hybrid welding($I=140$ A, A5083)



(a) $P_L = 3 \text{ kW}$



(b) $P_L = 4 \text{ kW}$



(c) $P_L = 5 \text{ kW}$

Fig. 4.14 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in hybrid welding ($I = 180 \text{ A}$, A5083)




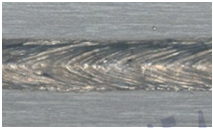













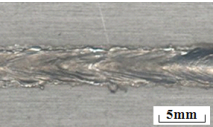
A5083, 8 mm ^t : $I = 140$ A, $v = 3$ m/min, $\alpha_l = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_s = \text{Ar } 20$ l/min			
$P_L(\text{kW})$ $D_{LA}(\text{mm})$	3.0	4.0	5.0
0			
1			
2			
3			
4			
5			

Fig. 4.15 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-pulse arc hybrid welding($I = 140$ A, A5083)

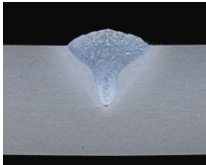
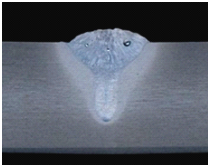
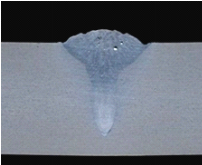
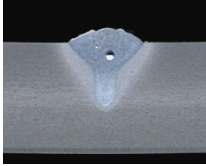
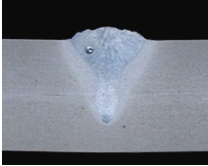
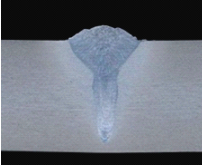
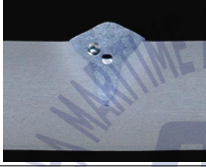

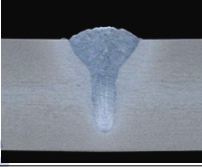
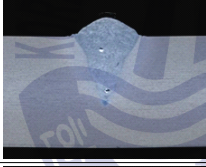
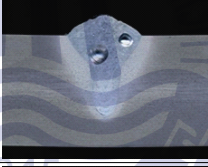
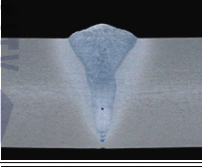
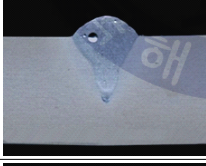
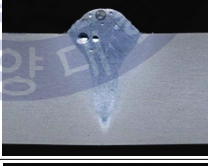
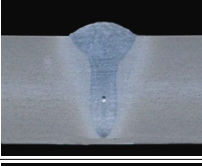
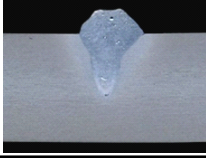
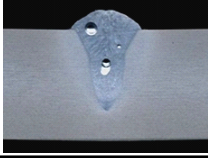
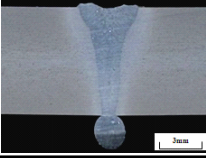
A5083, 8 mm ^t : $I = 140$ A, $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min			
$P_L(\text{kW})$ $D_{LA}(\text{mm})$	3.0	4.0	5.0
0			
1			
2			
3			
4			
5			

Fig. 4.16 Cross sections with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-pulse arc hybrid welding($I = 140$ A, A5083)

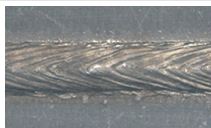









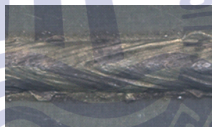






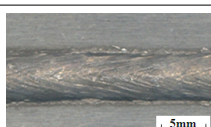
A5083, 8 mm ^t : $I = 180$ A, $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min			
$P_L(\text{kW})$ $D_{LA}(\text{mm})$	3.0	4.0	5.0
0			
1			
2			
3			
4			
5			

Fig. 4.17 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-pulse arc hybrid welding($I = 180$ A, A5083)

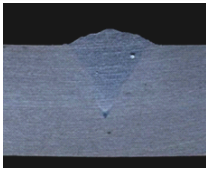
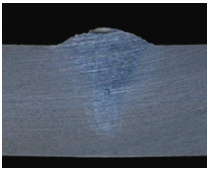
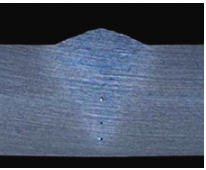
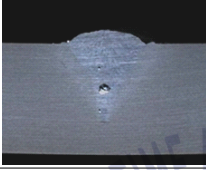
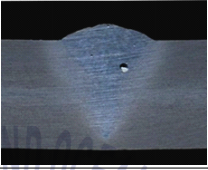
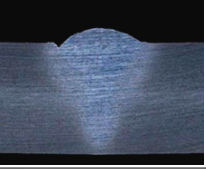

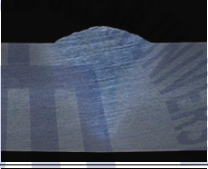
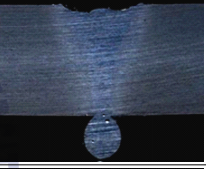


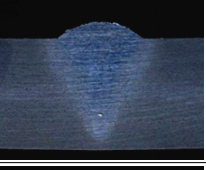
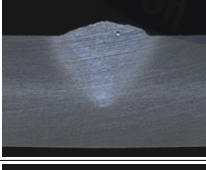
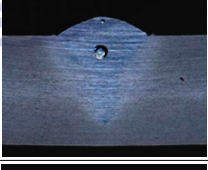
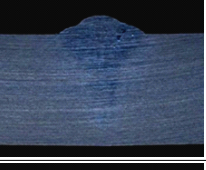
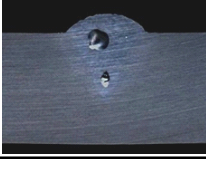
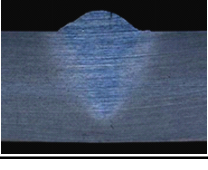
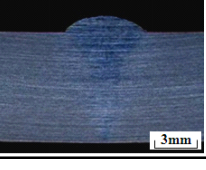
A5083, 8 mm ^t : $I = 180$ A, $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 20$ ℓ/min			
$P_L(\text{kW})$ $D_{LA}(\text{mm})$	3.0	4.0	5.0
0			
1			
2			
3			
4			
5			

Fig. 4.18 Cross sections with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-pulse arc hybrid welding($I = 180$ A, A5083)

나. A6061재의 레이저-펄스 아크 하이브리드 용접

A6061 8 mm^t 소재에 대해 펄스 아크전류를 140 A와 180 A로 고정하고 레이저 출력 4 kW에서 레이저-펄스아크간 거리(D_{LA})의 변화에 따른 용입 특성에 대한 실험을 실시하였다. Fig. 4.19 및 Fig. 4.20에 각 전류에 따른 비드 폭, 덧살 높이와 용입 깊이의 변화를 나타내었고, Fig. 4.21에 거리의 변화에 따른 비드 및 단면 형상을 나타내었다.

아크전류가 140 A의 경우는 거리의 변화에 따라서 용입 깊이의 변화가 거의 없지만 $D_{LA} = 1$ mm에서 가장 깊은 용입을 얻었고, 모든 조건에서 비드표면은 양호한 상태를 나타내었으나, 내부에 A5083보다 작은 기공들이 키홀 용입 영역의 깊은 곳에 존재하였다. 180 A의 경우에도 $D_{LA} = 2$ mm에서 가장 깊은 용입 특성을 보여 A5083의 경향과 비슷한 양상을 나타내었다. 아크 입열이 크기 때문에 레이저와 아크간의 거리가 짧은 $D_{LA} = 0$ mm 조건에서 아크 용입 특성을 나타내었고, 기공은 140A 보다 조금 위에 존재하였다.

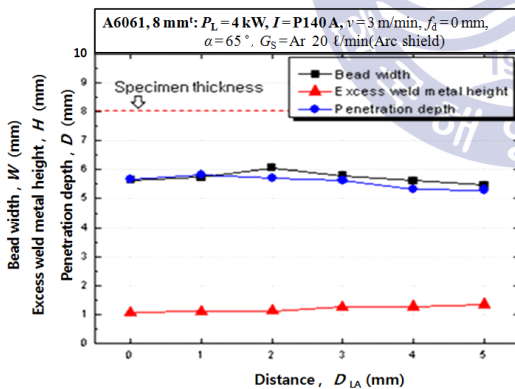


Fig. 4.19 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} in hybrid welding ($I=140$ A, A6061)

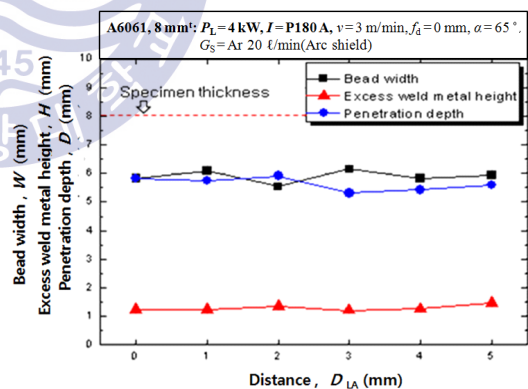


Fig. 4.20 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} in hybrid welding ($I = 180$ A, A6061)


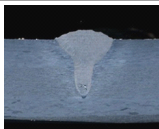
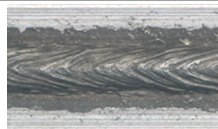
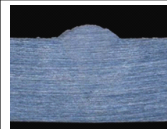
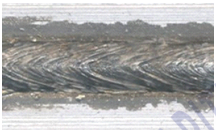


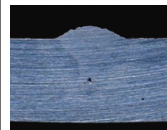

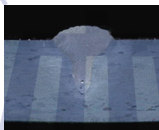
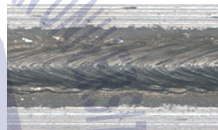
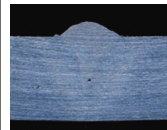
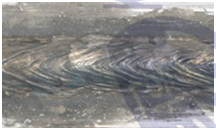

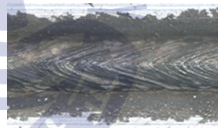
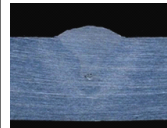
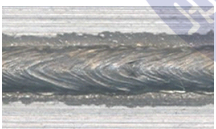
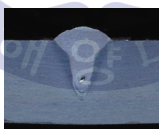
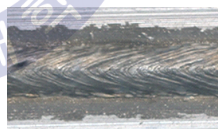
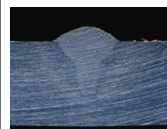

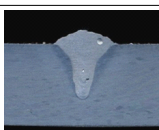
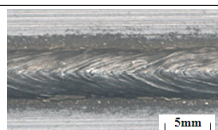
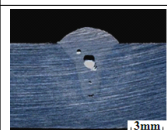
A6061, 8 mm^t : $P_L = 4 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0 \text{ mm}$, $G_S = \text{Ar } 20 \text{ l/min}$				
Current(A) $D_{LA}(\text{mm})$	140		180	
0				
1				
2				
3				
4				
5				

Fig. 4.21 Bead appearances with variant distance of D_{LA} in hybrid welding
($I = 140 \text{ A}/180 \text{ A}$, A6061)

(2) 레이저 출력 및 아크전류

가. A5083재의 레이저-펄스 아크 하이브리드 용접

A5083 8 mm^t 재료에 대하여 레이저 출력과 아크전류의 변화에 따른 비드 폭, 덧살 높이 및 용입 깊이의 변화를 조사하기 위해 레이저-펄스아크 하이브리드 용접을 실시하였다. 고속 아크용접 특성을 파악하기 위해서, 용접속도 3 m/min에서 실시한 A5083 알루미늄 합금재의 펄스아크용접 특성을 Fig. 4.22에 나타내었다.


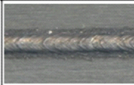







펄스아크전류가 증가함에 따라서 용입 깊이 및 비드 폭이 증가하였으며, 용입 깊이와 덧살 높이의 증가폭에 비해 비드 폭의 증가가 두드러졌다. 3 m/min의 빠른 용접속도에서, 펄스아크용접은 아크 전류가 증가함에 따라 용입 깊이보다는 비드 폭의 증가율이 크게 증가하였다. 아크 전류 40 A의 경우 용착이 제대로 이루어지지 않아 비드가 형성되지 않았으며, 120 A에서부터 용입 깊이가 1 mm 이상으로 나타났고, 40 A~120 A까지의 낮은 전류 구간에서는 빠른 용접속도의 아크용접이 잘 이루어지지 않았다.

용접속도 3 m/min, 실드 가스 Ar 20 l/min, 토치각도 65°와 40~200 A의 아크 전류 조건과 레이저 4 kW를 조합하여 하이브리드 용접을 실시하였으며, 그 특성을 Fig. 4.23 및 Fig. 4.24에 나타내었다. 하이브리드 용접 시, 아크전류가 상승함에 따라서 비드 폭이 현저하게 증가하였고, 덧살 높이 역시 상승하였다. 그러나 펄스 아크 단독 용접인 경우, 얇은 용입 깊이에서 증가의 폭은 0.2~2 mm로 적었고 낮은 전류 구간에서는 용입 깊이가 거의 일정하다가 120 A 이상에서부터 약간 상승하였다. 하이브리드 용접의 경우 모든 아크 전류 범위에서 5.6~6.3 mm로 깊은 용입 깊이를 나타내었다.

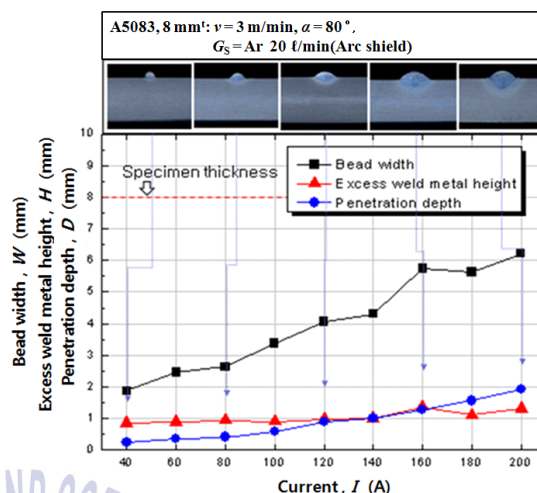
아크전류가 120 A 이하의 저전류 구간에서는 아크의 예열효과가 기대되었으나 아크 플라즈마가 레이저 빔을 방해하여 레이저빔의 흡수율이 낮은 것으로 판단되었고, 아크 전류가 120 A 이상으로 증가할 경우에는 강한 아크 플라즈마가 오히려 레이저빔의 흡수를 방해하여 낮은 전류 구간에서는 용입 깊이가 그다지 많이 증가하지 않았다.

일반적으로 하이브리드 용접의 용입 깊이는 아크 전류와 레이저 빔의 결합으로 깊은 용입이 기대되는데, 빠른 용접속도에서의 저전류 아크용접은 용입이 거의 없었기 때문에 저전류 아크와의 하이브리드 용접 시에도 용입 깊이는 레이저 단독(Arc current = 0 A)과 거의 같았다. 그러나, 레이저 단독 용접보다 비드 폭은 현저하게 증가하였으며, 비드형상은 레이저 용접비드와 비교하여 기공이나 언더컷 등의 결함이 없는 건전한 형상을 나타내었다. 또 용접속도 3 m/min에서의 아크용접 비드 폭과 비교했을 때, 하이브리드 용접에서의 비드 폭은 레이저와의 시너지 효과로 인해 전체적으로 더 넓은 비드 폭이 만들어졌다. 하

이브리드 용접부의 단면은 전류가 증가할수록 와인 컵 형상으로 변화하였다.

A5083, 8 mm: $v = 3 \text{ m/min}$, $\alpha = 80^\circ$, $G_s = \text{Ar } 20 \text{ l/min}$			
Arc current $I \text{ (A)}$	Bead appearance	Arc current $I \text{ (A)}$	Bead appearance
40		140	
60		160	
80		180	
100		200	
120			

(a) Bead appearances



(b) Variations of bead width, excess weld metal and penetration depth

Fig. 4.22 Welding characteristics with variant current in pulse arc welding(A5083)

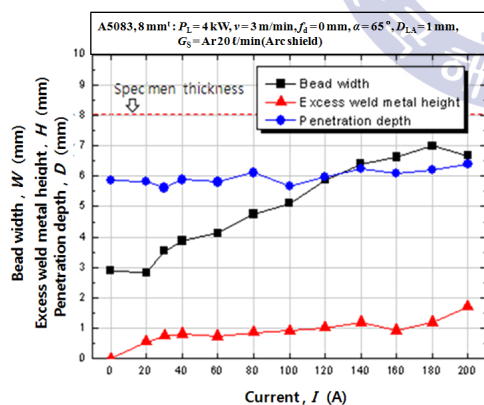


Fig. 4.23 Welding characteristics with variant current in hybrid welding ($P_L=4 \text{ kW}$, A5083)

























A5083 8 mm: $P_L = 4 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$, $f_d = 0 \text{ mm}$, $\alpha_L = 6^\circ$, $f_d = 0 \text{ mm}$, $\alpha = 65^\circ$, $G_s = \text{Ar } 20 \text{ l/min}$					
Arc current (A)	Bead appearance	Cross section	Arc current (A)	Bead appearance	Cross section
0			100		
20			120		
30			140		
40			160		
60			180		
80			200		

Fig. 4.24 Bead appearances with variant current in hybrid welding ($P_L=4 \text{ kW}$, A5083)

나. A6061재의 레이저-펄스아크 하이브리드 용접

8 mm^t 두께의 A6061 시험편에 대해서도 앞선 실험과 마찬가지로 빠른 용접속도에서의 아크용접을 실시한 후 레이저-아크 하이브리드 용접을 통해 레이저 출력과 아크전류와의 관계를 파악하였다. Fig. 4.25에 A6061의 용접속도 $v = 3$ m/min에서 펄스아크 용접한 시험편의 비드외관 및 용입특성을 나타내었다. A6061의 경우 거의 모든 전류에서 매우 불안정한 비드형상을 나타내었고, 전류가 증가하여도 용입 깊이는 거의 변화가 없이 비드 폭만 증가하였다.

이러한 아크용접 조건에서 레이저와 하이브리드 용접을 행하여 나타난 용입특성을 Fig. 4.26 및 Fig. 4.27에 나타내었다. 아크 단독용접만을 행하였을 때 매우 불안정한 비드를 보였던 아크전류에서 레이저와의 조합으로 인해 거의 모든 조건에서 안정적인 비드를 형성하고 있었으며, 비드폭도 5.6 mm까지 상승하였다. 또한 용입 깊이는 아크전류가 120 A 이상에서부터 증가하여 160 A에서는 레이저 단독용접(Arc current = 0 A)의 용입깊이보다 약 1.4 mm 증가한 6.2 mm로 되었으나 기공이 존재하였다. 비드 형태의 관점에서 관찰한 결과, 빠른 용접속도로 인해 불안정했던 아크가 레이저빔의 조사로 인해 용융지가 보다 안정된 용접이 이루어진 것으로 판단되었다.

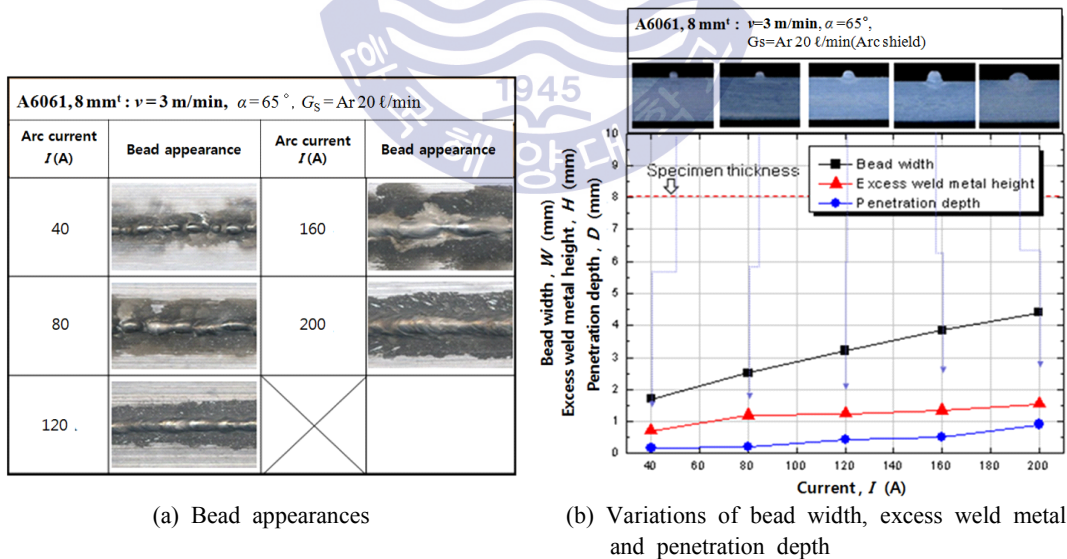


Fig. 4.25 Welding characteristics at various current in pulse arc welding($v = 3$ m/min, A6061)

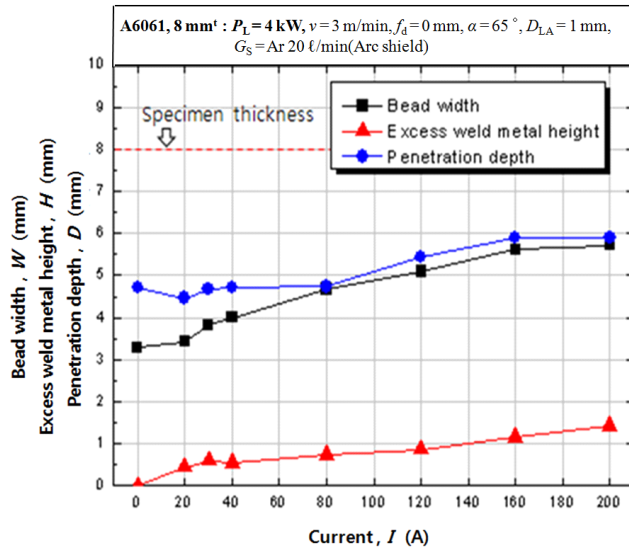


Fig. 4.26 Welding characteristics with variant current in hybrid welding ($P_L = 4 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$, A6061)

A6061, 8 mm ^t : $P_L = 4 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$, $\alpha_L = 6^\circ$, $f_d = 0 \text{ mm}$, $D_{LA} = 1 \text{ mm}$, $\alpha = 65^\circ$, $G_S = \text{Ar } 20 \text{ l/min}$					
Arc current $I(\text{A})$	Bead appearance	Cross section	Arc current $I(\text{A})$	Bead appearance	Cross section
0			80		
20			120		
30			160		
40			200		

Fig. 4.27 Bead appearances with various currents in hybrid welding ($P_L = 4 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$, A6061)

4.3.3 알루미늄 합금의 레이저-CMT 하이브리드 비드 용접 특성

레이저-CMT 하이브리드 용접은 레이저와 CMT 용접 모드를 조합시켜 용접을 행한다. 본 절에서는 앞선 레이저-펄스아크 하이브리드 용접 결과를 기초로 하여, MIG 용접기의 용접모드를 CMT 용접 및 CMT·펄스아크 혼합모드로 조정하여 하이브리드 용접을 실시하였다. CMT 용접은 매우 낮은 전류이기 때문에 알루미늄 재질의 경우 2 mm¹ 이상의 용접에는 사용하지 않는 등, 저입열의 낮은 아크전류에서 용융되는 와이어의 양이 적기 때문에 갭 브릿지 효과가 적은 문제점이 예상된다. CMT 용접의 장점인 적은 변형량과 미려한 비드 표면을 가지는 장점과 레이저의 용접의 특성인 깊은 용입을 가지는 장점을 이용하여 용입 깊이를 증가시키면서 비드표면을 미려하게 할 목적으로 CMT 용접 모드와 레이저를 결합하여 하이브리드 용접을 실시하였다. 하이브리드 용접 장치는 4.3.2절에서 실험한 레이저-펄스아크 용접장치를 이용하였고, 8 mm¹의 A5083와 A6061를 실험에 사용하였다.

(1) 레이저빔과 CMT 아크간 거리

앞선 레이저-펄스아크 하이브리드 용접에서 레이저와 펄스아크간의 거리(D_{LA}), 아크 전류와 레이저 출력을 변수로 하여 용접특성을 확인하였다. 본 실험에서도 아크 열원을 CMT 모드 조건에서 레이저와 아크간 거리의 영향을 파악하고자 한다.

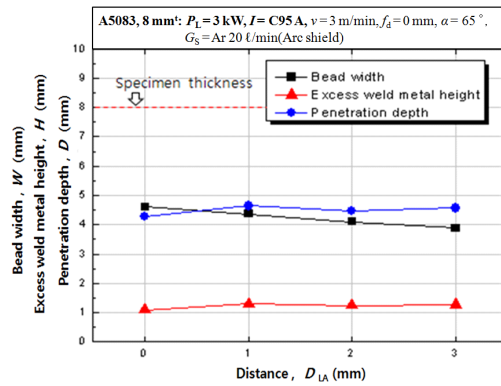
가. A5083재의 레이저-CMT 모드 하이브리드 용접

8 mm¹ 두께의 A5083 시험편에 대하여, CMT 전류는 최대 전류인 95 A, 레이저 출력을 3~5 kW로 변화시키고, 두 열원간의 거리 D_{LA} 는 0 mm~3 mm 사이에서 1 mm 간격으로 실험하였으며, 이때의 용입특성을 Fig. 4.28에 나타내고, 표면 비드 및 단면형상을 Fig. 4.29에 나타내었다.

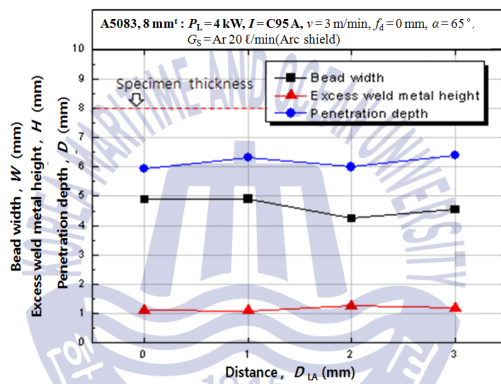
레이저 출력 3 kW, CMT 전류 95 A일 때 D_{LA} 거리의 영향은 레이저 출력이 낮기 때문에 덧살 높이 및 용입 깊이는 큰 차이를 나타내지는 않았지만 비드 폭은 거리가 증가할수록 감소하는 경향을 나타내었다. $D_{LA} = 1$ mm에서 가장 깊은 용입을 나타내었으며, 비드외관에서는 2 mm까지 미려한 비드를 형성하였다. 2 mm 이상의 거리에서는 단면에 커다란 기공이 보이는 결함이 나타났고, 불안정한 용접이 이루어졌다.

레이저 출력이 4 kW에서는 $D_{LA} = 3$ mm에서 가장 깊은 용입을 나타냈으나 비드 형상은 불안정한 모습을 보였다. 레이저 출력 5 kW에서는 용입 깊이 및 덧살 높이가 약간의 차이만을 보였고, 비드 폭은 2 mm 이상에서 감소하였다. 용입 깊이에서 큰 차이를 보이지 않는 A5083 8 mm¹의 레이저-CMT 하이브리드 용접에서 아크전류가 95 A일 경우

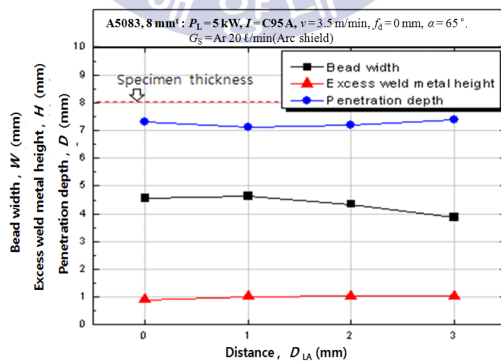
에는 $D_{LA} = 1$ mm의 구간이 가장 안정적인 비드를 형성하였다.



(a) $P_L = 3$ kW



(b) $P_L = 4$ kW



(a) $P_L = 5$ kW

Fig. 4.28 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-CMT hybrid welding($I = 95$ A, A5083)

A5083,8 mm^t: $I = C95\text{ A}$, $a_L = 6^\circ$, $a = 65^\circ$, $f_d = 0\text{ mm}$, $G_S = \text{Ar } 20\text{ l/min}$			
$P_L(\text{kW})$ $D_{LA}(\text{mm})$	3.0 ($v=3\text{ m/min}$)	4.0 ($v=3\text{ m/min}$)	5.0 ($v=3.5\text{ m/min}$)
0			
1			
2			
3			

Fig. 4.29 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and laser power of P_L in laser-CMT hybrid welding(A5083)

나. A5083재의 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 용접

A5083 8 mm'의 시험편에 대하여 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 비드용접을 실시하여 레이저와 CMT+펄스아크간의 거리(D_{LA})에 따른 용입특성을 파악하였다.

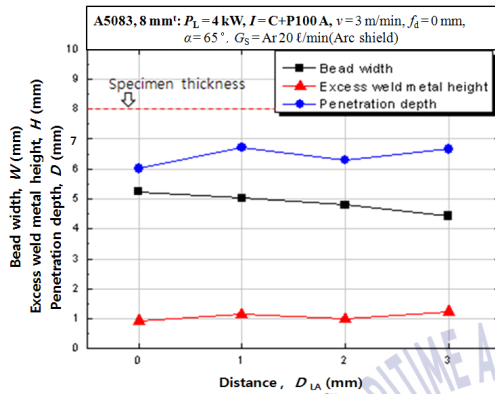
레이저 출력이 4 kW, $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_s = \text{Ar } 20$ l/min일 때 CMT · 펄스아크의 전류를 100 A~220 A까지 변화시킨 조건에서 레이저빔과 아크간의 거리에 따른 특성을 Fig. 4.30에 나타내고, 레이저 출력 4.5 kW, $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_s = \text{Ar } 20$ l/min에서의 레이저빔과 아크간의 거리에 따른 용입 특성을 Fig. 4.31에 나타내었다.

Fig. 4.30의 레이저 출력이 4 kW일 때 실험 결과에서, 덧살 높이는 거의 변화가 없으며 전류가 상승하여도 그 차이는 크지 않았다. 전류 100 A와 140 A에서의 비드 폭의 변화는 거리가 멀어질수록 비드 폭이 약간 감소하였고, 180 A 및 220 A에서의 비드 폭의 변화는 그 변화가 크지 않았다. 용입 깊이는 이전의 실험들과 달리 특별한 정형화를 이루지 않았고, 거리에 따른 그 차이가 크지 않음을 확인하였다.

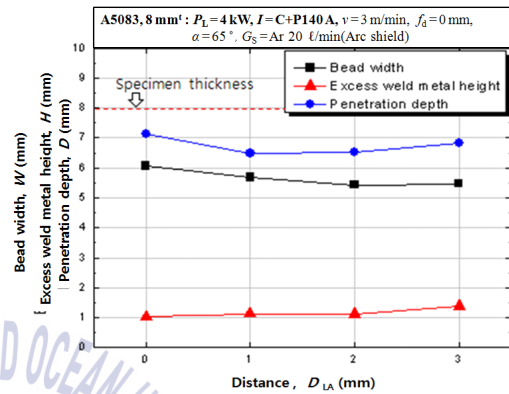
그러나, Fig. 4.31의 레이저 출력 4.5 kW에서는 4 kW와 다르게 레이저-아크 거리가 멀어질수록 대체적으로 용입 깊이가 감소하였다. 덧살 높이 및 비드 폭에는 4 kW와 마찬가지로 큰 차이를 보이지 않았지만, 용입 깊이는 $D_{LA} = 0$ mm 및 $D_{LA} = 1$ mm에서 용입 깊이가 가장 깊었다.

Fig. 4.32 및 Fig. 4.33에는 4kW와 4.5kW의 레이저 출력에서 레이저-아크간의 거리에 따른 비드형상 및 용접단면을 나타내었다. 모든 전류구간에서 전류 크기와 관계없이 덧살 높이가 낮고 안정적인 비드형상을 나타내었다. 또한 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 용접에서는 전류가 증가할수록 와인컵 형상을 나타내었고, 레이저-CMT+펄스아크 (C+P아크) 하이브리드 용접에서는 네일헤드 형상이 더욱 뚜렷하게 나타났다. 이는 CMT 용접의 특성상 깊은 용입보다는 안정적인 용착을 행하는 용접이기 때문에 전류가 상승할수록 비드폭이 넓어져 좀더 안정적인 비드 외관을 나타낸 것으로 판단되었다.

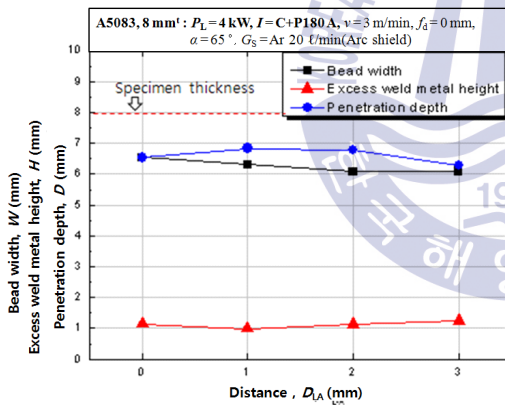
레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 용접은 펄스아크와의 하이브리드 용접과 비교한 결과에 의하면, 아크전류가 증가하여도 CMT 용접모드의 특성인 입열량이 제어되어 아크의 과도한 용입이 일어나지 않았고, 네일헤드 형상을 가진 용접부를 얻을 수 있었으며, 레이저-CMT 하이브리드 용접에 비해 보다 넓고 안정적 비드 및 용입깊이를 얻을 수 있었다. 또한, 레이저 출력 4 kW에서는 CMT+180A와 $D_{LA} = 0 \sim 3$ mm 조건에서, 4.5 kW인 경우는 CMT+180A와 $D_{LA} = 0 \sim 2$ mm 조건에서 상대적으로 건전한 비드를 얻었다.



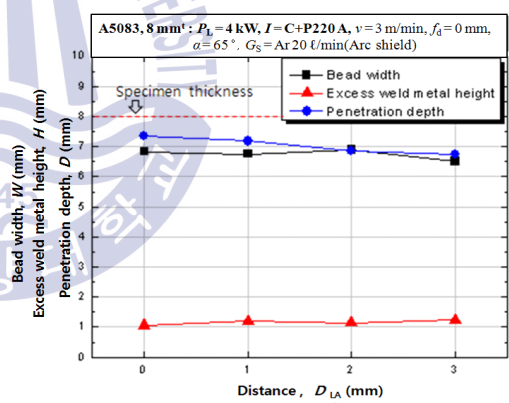
(a) $I = \text{C+P 100A}$



(b) $I = \text{C+P 140A}$

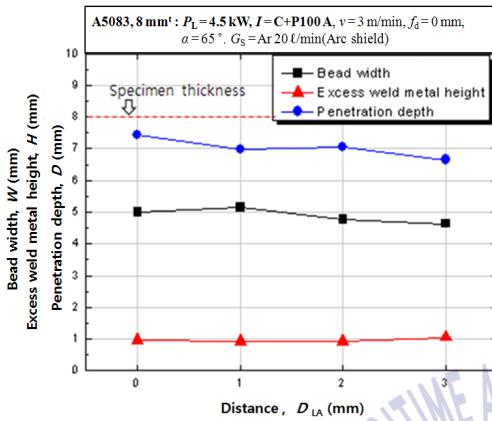


(c) $I = \text{C+P 180A}$

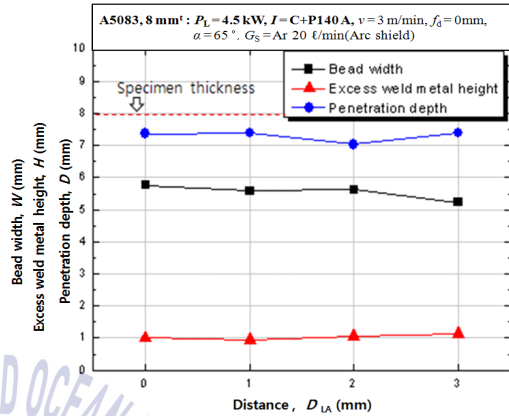


(d) $I = \text{C+P 220A}$

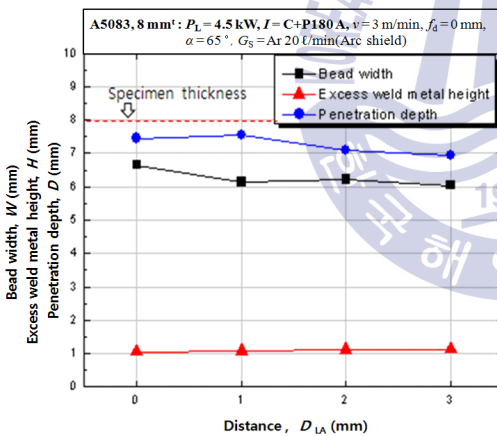
Fig. 4.30 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and I in CMT+pulse arc hybrid welding($P_L = 4.0 \text{ kW}$, A5083) *C+P : CMT+Pulse arc



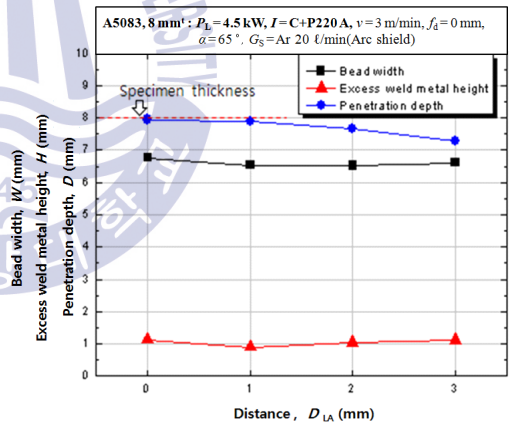
(a) $I = C+P$ 100A



(b) $I = C+P$ 140A



(c) $I = C+P$ 180A



(d) $I = C+P$ 220A

Fig. 4.31 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and I in CMT+pulse arc hybrid welding($P_L=4.5$ kW, A5083) *C+P : CMT+Pulse arc


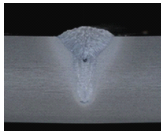

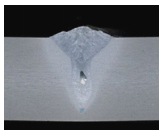

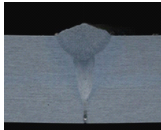

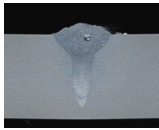

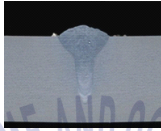



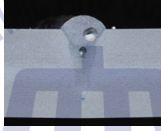

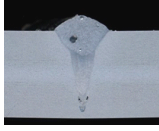
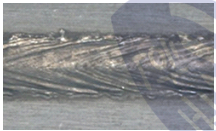


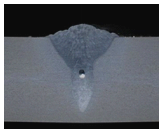

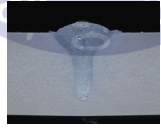

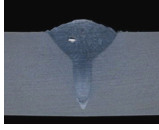

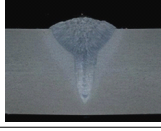

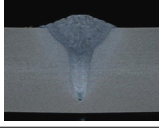

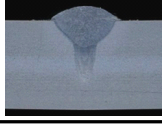
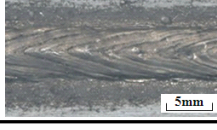
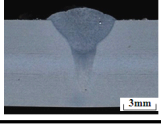
A5083, 8 mm ^t : $P_L = 4.0$ kW, $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $a = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min				
Current(A) $D_{LA}(\text{mm})$	C+P 100 A		C+P 140 A	
0				
1				
2				
3				
Current(A) $D_{LA}(\text{mm})$	C+P 180 A		C+P 220 A	
0				
1				
2				
3				

Fig. 4.32 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and I in CMT+ pulse arc hybrid welding($P_L = 4.0$ kW, A5083) *C+P : CMT+Pulse arc


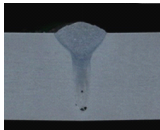

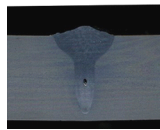

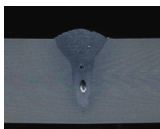

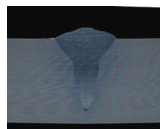

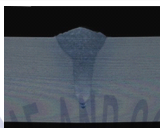

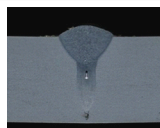

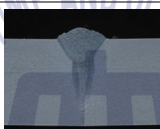

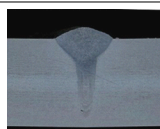



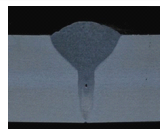
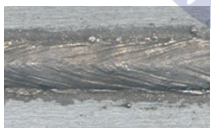
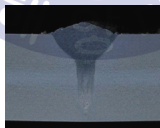

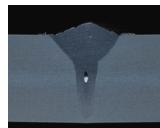
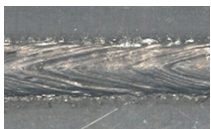
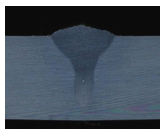
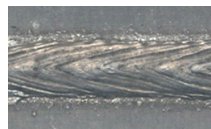
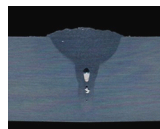

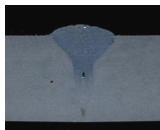
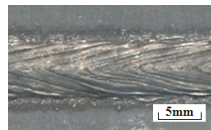
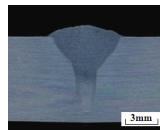
A5083, 8 mm ^t : $P_L = 4.5 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0 \text{ mm}$, $G_S = \text{Ar } 20 \text{ l/minn}$				
Current(A) $D_{LA}(\text{mm})$	C+P 100 A		C+P 140 A	
0				
1				
2				
3				
Current(A) $D_{LA}(\text{mm})$	C+P 180 A		C+P 220 A	
0				
1				
2				
3				

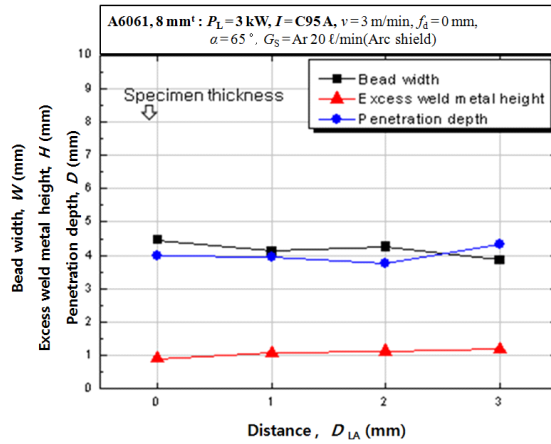
Fig. 4.33 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and I in CMT+ pulse arc hybrid welding($P_L = 4.5 \text{ kW}$, A5083) *C+P : CMT+Pulse arc

다. A6061재의 레이저-CMT 하이브리드 용접

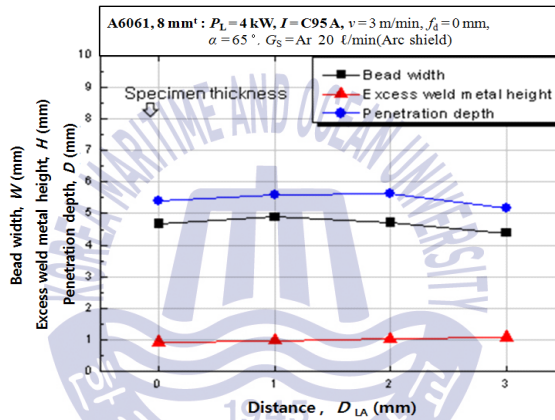
A6061의 8 mm^t 시험편을 레이저 출력 3 kW, 4 kW, 5 kW에서 각각 $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_s = \text{Ar } 20$ l/min로 일정하게 한 레이저-CMT 하이브리드 용접을 실시하여 레이저빔과 아크간 거리(D_{LA})의 변화에 따른 특성을 실험하였고, 그 결과를 Fig. 4.34에 나타내었다. 또, 비드외관 및 단면형상을 Fig. 4.35에 나타내었다. 레이저 출력 3 kW, CMT 전류 95 A를 사용한 실험의 경우는 아크전류와 레이저 출력이 불충분하여, $D_{LA} = 0 \sim 3$ mm의 모든 거리 조건에서 비드외관이 불안정하고 단면형상이 건전하지 못한 용접성을 보였다.

레이저 출력이 4 kW와 5 kW에서는 비드 폭, 덧살 높이 및 용입 깊이에서 거리의 영향에 따른 차이가 크지 않았고, 용입이 가장 깊은 구간은 $D_{LA} = 1$ mm 였다. A6061 8 mm^t의 알루미늄 합금재를 사용하여 실험한 레이저 출력이 4 kW 이상인 경우에는 4 kW, $d = 3$ mm의 조건을 제외하고는 모두 건전한 비드외관 및 용접부를 얻을 수 있었다.

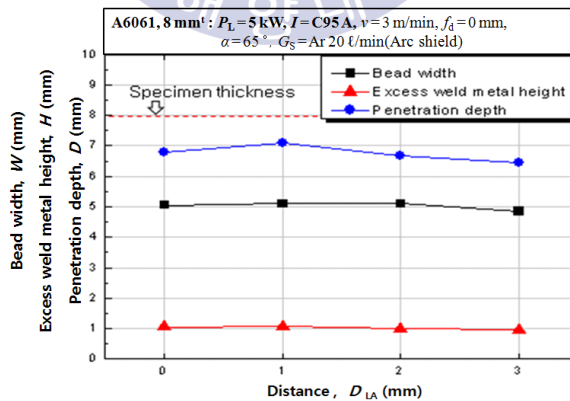




(a) $P_L = 3 \text{ kW}$, $I = \text{C95 A}$



(b) $P_L = 4 \text{ kW}$, $I = \text{C95 A}$



(c) $P_L = 5 \text{ kW}$, $I = \text{C95 A}$

Fig. 4.34 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and P_L in laser-CMT hybrid welding ($I = 95 \text{ A}$, A6061)




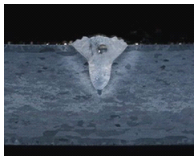
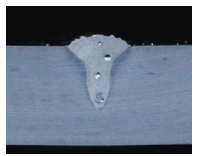
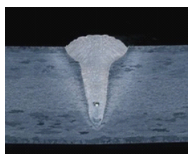
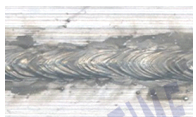



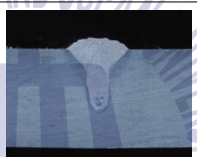

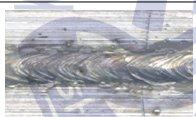

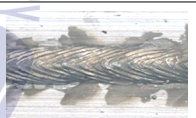
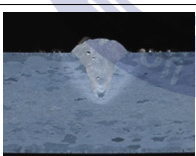

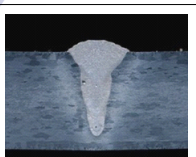

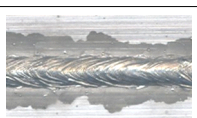
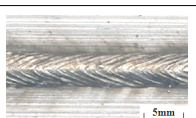
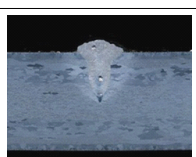
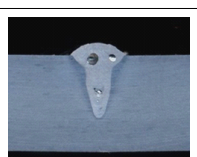
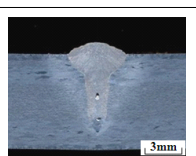
A6061, 8 mm ^t : $I = 95$ A, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_s = \text{Ar } 20 \text{ l/min}$			
$P_L(\text{kW})$	3.0 kW	4.0 kW	5.0 kW
$D_{LA}(\text{mm})$	($v=3$ m/min)	($v=3$ m/min)	($v=3.5$ m/min)
0			
			
1			
			
2			
			
3			
			

Fig. 4.35 Bead appearances with variant distance of D_{LA} and P_L in laser-CMT hybrid welding($I=95$ A, A6061)

라. A6061재의 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 용접

Fig. 4.36 및 **Fig. 4.37**에 A6061재의 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 용접을 실시한 용입 특성을 나타내었다. 레이저 출력 5 kW 및 다른 변수들은 A5083과 동일하게 고정 한 후, 아크전류를 100, 140, 180, 220 A로 변경하면서 레이저-아크간 거리(D_{LA})를 0 ~ 3 mm까지 변화시켰다.

실험 결과, D_{LA} 가 멀어질수록 비드 폭이 소폭 상승하였으며, 덧살 높이는 거의 변화 하지 않았다. 아크전류가 100 A와 140 A의 조건과 $D_{LA} = 1$ mm에서 용입 깊이가 가장 깊 었고, 180 A 와 220 A에서는 $D_{LA} = 0$ mm에서 깊은 용입을 얻을 수 있었다. 또 180 A의 경우는 $D_{LA} = 3$ mm에서 용입깊이가 약 7 mm로 낮았지만 다른 구간과 크게 차이가 없 었다.

모든 전류 구간과 D_{LA} 의 거리를 변경한 구간에서의 비드 및 단면형상을 검토한 결 과, 모두 덧살 높이가 낮으면서 안정적인 비드외관을 보이고 있으나, 낮은 전류조건인 C+P100 A는 $D_{LA}=0, 1$ mm에서, C+P140 A는 0 mm 조건에서 기공이 발생하였고, 높은 전류조건인 C+P180 A와 C+P220 A에서는 2~3 mm 조건에서 기공이 1~2개 발생하였으 나 전반적으로 건전한 용접부를 얻었다. A6061의 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 용 접의 용입 특성을 검토한 결과, 약간의 기공이 존재하지만, A5083과 유사하게 다른 용 접모드와 비교하여 안정적인 용접부를 얻었다.

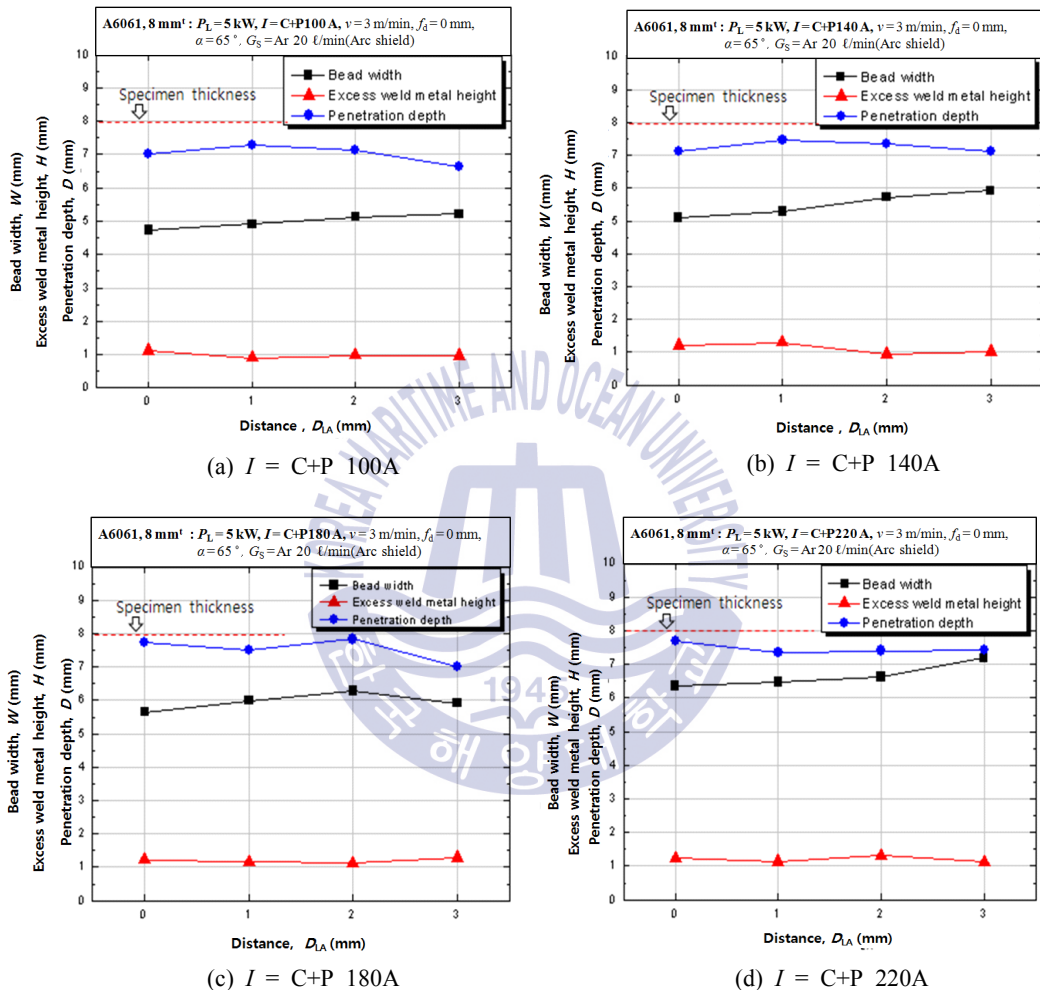


Fig. 4.36 Welding characteristics with variant distance of D_{LA} and I in laser-CMT+pulse arc hybrid welding(A6061) *C+P : CMT + Pulse arc

A6061, 8 mm ^t : $P_L = 5.0$ kW, $v = 3$ m/min, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $f_d = 0$ mm, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min				
Current(A) $D_{LA}(\text{mm})$	C+P 100 A		C+P 140 A	
0				
1				
2				
3				
Current(A) $D_{LA}(\text{mm})$	C+P 180 A		C+P 220 A	
0				
1				
2				
3				

Fig. 4.37 Bead appearances with variant distance of D_{LA} in laser-CMT+pulse arc hybrid welding(A6061)

(2) 레이저 출력 및 아크전류

가. A5083재의 레이저-CMT 하이브리드 용접

A5083 8 mm'의 알루미늄 합금재에 대하여, 레이저 출력 및 아크 전류의 영향을 파악하기 위해서 CMT 아크 및 CMT+펄스아크 용접 특성을 조사한 후, 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 용접을 실시하여 레이저 출력과 아크전류가 하이브리드 용접의 용입 특성을 미치는 영향을 평가하였다.

용접속도 3 m/min에서의 A5083 알루미늄 합금재의 CMT 아크용접시 비드외관 및 단면형상을 Fig. 4.38에 나타내었다. CMT 아크용접에서는 빠른 용접속도로 인해 용착이 잘 이루어지지 않았으며, 아크용입은 거의 없었고, 비드 폭도 상당히 적었다. 또한, CMT+펄스아크 용접에서는 전류가 증가함에 따라 용입 깊이가 소폭 상승하였고, 약간의 비드 폭 증가가 관찰되었다. 따라서, CMT 아크용접은 변형이 없고 얇은 용입을 나타내는 특성과 펄스 전류의 입열이 추가되었지만 용입깊이에 큰 영향을 미치지 않았다.

CMT 아크 특성 실험 결과를 기반으로, 레이저 출력 4 kW, 용접속도 $v = 3$ m/min의 조건에서 CMT+펄스아크 전류를 변수로 하여 하이브리드용접을 실시하고, 그 용입 특성을 Fig. 4.39 및 Fig. 4.40에 나타내었다. 아크전류가 95 A에서 100 A로 상승함에 따라 비드 폭은 현저하게 증가하였지만, 100~220 A까지의 전류 상승 구간에도 비드 폭의 증가는 크지 않았고, 덧살 높이는 95~220 A의 모든 전류 구간에서 그 변화가 크지 않았다. 또한, 레이저와 CMT+펄스아크와의 하이브리드는 CMT 아크와 교대로 조절되는 펄스 구간의 peak전류에 의해 용입 깊이가 결정되므로, 레이저-CMT·펄스아크의 하이브리드용접은 펄스전류가 상승할수록 용입 깊이가 깊어지지만 상대적으로 그 깊이는 얇고, 그 차이는 비드 폭과 마찬가지로 크지 않았다. 레이저-CMT 하이브리드용접에서, 레이저가 용입 깊이에 크게 영향을 미치고, CMT 아크는 전류의 변화가 용입 깊이에 영향을 크게 미치지 않았다고 사료되었다.

A5083, 8 mm ^t : $v = 3$ m/min, $\alpha = 65^\circ$, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min					
Arc current	Bead appearance	Cross section	Arc current	Bead appearance	Cross section
C65 A			C+P80 A		
C80 A			C+P120 A		
C95 A			C+P160 A		
			C+P200 A		

Fig. 4.38 Bead appearances with variant I in CMT and CMT+pulse arc welding

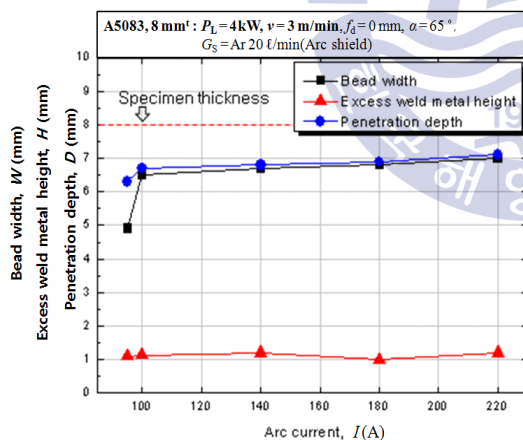


Fig. 4.39 Welding characteristics with variant current(I) in laser-CMT+pulse arc hybrid welding($v = 3$ m/min, A5083)

A5083, 8 mm ^t : $P_L = 4$ kW, $v = 3$ m/min, $f_d = 0$ mm, $\alpha_L = 6^\circ$, $\alpha = 65^\circ$, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min		
Arc current	Bead appearance	Cross section
C95 A		
C+P100 A		
C+P140 A		
C+P180 A		
C+P220 A		

Fig. 4.40 Bead appearances with variant current(I) in laser-CMT+pulse arc hybrid welding($v = 3$ m/min, A5083)

나. A6061재의 레이저-CMT 하이브리드 용접

A6061 8 mm^t의 실험재를 3 m/min의 빠른 용접속도로 CMT 용접과 레이저-CMT 하이브리드 용접을 실시하였고, 이를 통해 레이저출력과 아크전류와의 관계를 파악하였다. Fig. 4.41에 3 m/min 용접속도에서 CMT 및 CMT+펄스아크로 용접한 A6061 실험재의 비드외관 및 용입특성을 나타내었다. 그 결과에 의하면, 펄스아크용접의 경향과 같이 모든 전류 구간에서 불안정한 비드형상을 나타내었다. 특히 CMT 용접은 빠른 속도에서는 용착이 이루어지지 않는 특징을 확인하였다.

또한, A6061재에 대해서 레이저-CMT 및 CMT+펄스 하이브리드 용접시 레이저 출력 및 아크 전류의 영향을 Fig. 4.42 및 Fig. 4.43에 나타내었다. CMT 아크 단독용접만을 행하였을 때에는 용착이 이루어지지 않는 매우 불안정한 용접비드를 형성하였지만, 레이저와의 하이브리드 용접을 통해서 안정적인 비드외관을 형성하고 용입 깊이가 레이저 단독용접에 비해 상승하였다. 아크전류가 증가할수록 비드 폭과 용입 깊이는 소폭 상승하였고, 비드 폭은 140 A 이상에서부터 그 증가폭이 커지기 시작하였고, 빠른 용접 속도에서 불안정했던 CMT 아크 및 CMT+펄스아크용접의 비드가 레이저와 하이브리드 용접으로 안정적이고 건전한 용접부로 바뀌었다.


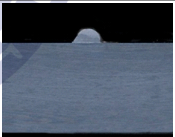

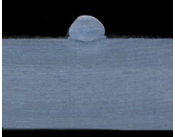

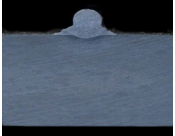

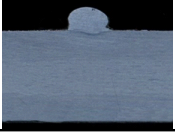
A6061, 8 mm ^t : $v = 3 \text{ m/min}$, $\alpha = 65^\circ$, $G_s = \text{Ar } 20 \text{ l/min}$		
Arc current	Bead appearance	Cross section
C95 A		
C+P160 A		
C+P200 A		
C+P240 A		

Fig. 4.41 Bead appearances with variant I in CMT and CMT+pulse arc welding(A6061)

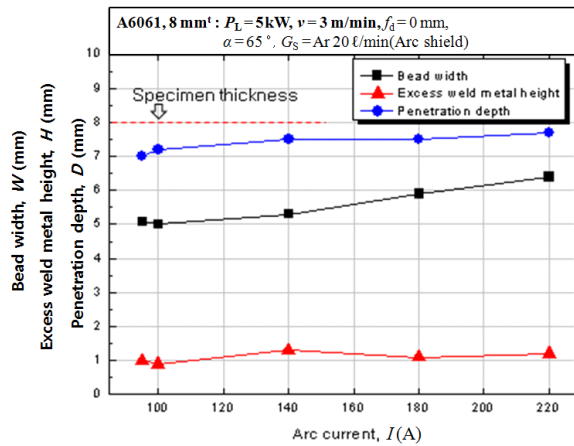


Fig. 4.42 Welding characteristics with variant current in laser-CMT+pulse hybrid welding (A6061)

A6061, 8 mm ^t : $P_L=4\text{ kW}$, $v=3\text{ m/min}$, $\alpha_L=6^\circ$, $f_d=0\text{ mm}$, $\alpha=65^\circ$, $G_S=\text{Ar } 20\text{ l/min}$		
Arc current	Bead appearance	Cross senction
C95 A		
C+P100 A		
C+P140 A		
C+P180 A		
C+P220 A		

Fig. 4.43 Bead appearances with variant I in laser-CMT +pulse arc welding(A6061)

4.3.4 알루미늄 합금재의 레이저-CMT 하이브리드 맞대기 용접특성

(1) A5083재의 레이저-CMT 하이브리드 맞대기 용접

8 mm^t 두께의 A5083재의 맞대기 용접은 4.3.3절에서 실시한 비드용접에서의 용입 깊이를 참고하여, 레이저 출력(P_L)이 4.5 kW인 경우에는 용접속도(v)를 3 m/min, 5 kW인 경우에는 3.5 m/min로 설정하였고, CMT 아크전류를 변화시키면서 용접하였다. 아크전류의 변화에 따른 비드 외관 및 용접부의 단면형상을 Fig. 4.44에 나타내었다. $P_L = 4.5$ kW와 $v = 3$ m/min의 고정조건에서 CMT 아크전류가 95 A일 때와 CMT+펄스아크 전류가 140 A 이하일 때는 용입 부족으로 인해 관통용접이 이루어지지 않았으며, CMT+펄스아크 전류가 180 A 이상인 경우에 관통용접이 이루어졌다. $P_L = 5.0$ kW와 $v = 3.5$ m/min의 조건에서는 속도가 증가하였지만, 높은 레이저 출력 때문에 CMT 아크전류 95 A를 제외한 조건에서 관통용접이 이루어졌다. 그러나, 레이저 출력이 5.0 kW인 조건에서는 CMT+펄스아크 전류가 180 A 이상인 경우에 비드가 이면 쪽으로 흘러내려 언더필처럼 보이는 언더컷이 발생하였다. 이것은 빠른 용접속도로 인하여 용융와이어가 충분히 공급되지 못한 이유와 높은 출력의 레이저가 만든 깊은 키홀을 관통하여 용융금속이 이면으로 흘러내림으로써 부족해진 용액 때문에 언더컷이 발생하였다고 사료된다. 레이저 출력이 아주 높을 경우, 빠른 용접속도와 깊은 용입깊이를 얻을 수 있었지만 불안정한 비드외관을 나타내었다. 이러한 언더컷은 용접부의 기계적 강도 평가시 노치로 작용하면서 응력이 집중되어 강도의 저하를 야기할 수 있다. 따라서 레이저 출력 4.5 kW, 용접속도 3 m/min에서 관통용접이 이루어지면서 입열이 최소라고 사료되는 CMT+펄스아크 전류 180 A가 두께 8 mm^t의 A5083 소재에 대한 맞대기 용접의 최적 조건으로 판단되었고, 이면비드의 일부 용락은 이면 실드를 행할 경우 해소될 수 있을 것으로 사료되었다.


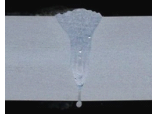

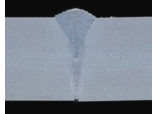

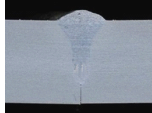

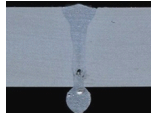

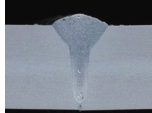

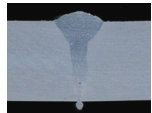

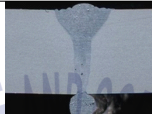

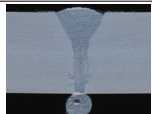
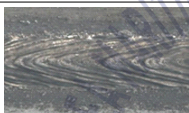
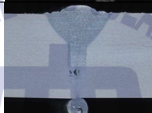
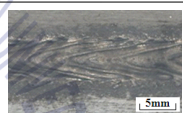
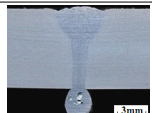
A5083, 8 mm ^t : $\alpha_L = 6^\circ$, $f_d = \text{mm}$, $\alpha = 65^\circ$, $G_S = \text{Ar } 20 \text{ l/min}$				
Condition Arc current	$P_L = 4.5 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$		$P_L = 5.0 \text{ kW}$, $v = 3.5 \text{ m/min}$	
	Bead appearance	Cross section	Bead appearance	Cross section
C95 A				
C+P100 A				
C+P140 A				
C+P180 A				
C+P220 A				

Fig. 4.44 Bead appearance with variant current in butt joining laser-CMT hybrid welding(A5083)

(2) A6061재의 레이저-CMT 하이브리드 맞대기 용접

A6061의 비드 용접 및 A5083 8 mm^t의 맞대기 용접을 참고로 하여 A6061 8 mm^t의 맞대기 용접을 실시하였다. 레이저 출력을 5.0 kW로 고정하고 용접전류는 CMT+펄스아크 혼합모드인 C+P180 A로 설정한 후 용접속도를 변화시켜 용접을 진행하였다.

A6061 8 mm^t의 비드용접에서는 용접속도 3.0 m/min에서 관통용접이 이루어지지 않았기 때문에 2.0 m/min 및 2.5 m/min에서 용접을 실시하였으며, 그때의 비드외관 및 단면 형상을 Fig. 4.45에 나타내었다. 두 조건 모두 안정적인 비드외관과 용입 깊이를 얻을 수 있었으며, 용접속도가 조금 느린 2.0 m/min의 용접부가 조금 더 넓은 것을 확인할 수 있다. 하지만 비드 폭에는 큰 차이를 나타내지 않았고, 용입 깊이 역시 차이가 없었다. 따라서 두 조건 모두 안정적인 비드와 용입 깊이를 얻을 수 있었고, 용접속도가 보다 빠른 $v = 2.5 \text{ m/min}$ 의 조건이 생산성을 위해서는 적합할 것으로 사료된다.

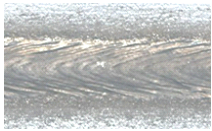
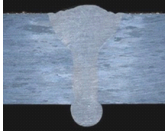
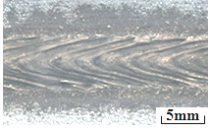
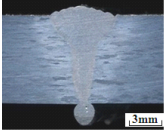
A6061, 8 mm ^t : $P_L = 5.0$ kW, $I = C+P180$ A, $\alpha_L = 6^\circ$, $f_d = 0$ mm, $\alpha = 65^\circ$, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min				
Welding speed	$v = 2.0$ m/min		$v = 2.5$ m/min	
Arc current	Bead appearance	Cross section	Bead appearance	Cross section
C+P180 A				

Fig. 4.45 Bead appearances in butt joining laser-CMT+pulse hybrid welding(A6061)

(3) A5083재의 갭 간극에 따른 갭 허용오차 평가

A5083 8 mm^t 시험편에 대하여 갭 허용오차를 평가하기 위해 Fig. 4.46과 같이 맞대기 시험편을 제작하고 앞선 시험에서 선정된 최적 조건인 $P_L = 4.5$ kW, $I = C+P180$ A, $v = 3$ m/min와 고정변수인 $\alpha_L = 6^\circ$, $f_d = 0$ mm, $\alpha = 65^\circ$, $G_S = \text{Ar } 20$ l/min 조건에서 맞대기 용접을 실시하였다. 제작한 갭 간극은 0.3 mm~1.2 mm까지 구간별로 나누어 간극을 주었으며 용접을 행하였다. Fig. 4.47에 맞대기 용접한 시험편의 용접부 비드 외관을 나타내었으며, 0.5 mm 및 1.2 mm 구간의 용접부 단면사진을 Fig. 4.48에 나타내었다.

비드 외관을 관찰한 결과, 전면비드는 갭의 영향과 상관없이 비드가 일정하게 형성되었으며, 모든 구간에서 용접이 이루어졌다. 이면비드의 경우 갭이 좁은 구간에서는 갭이 넓은 구간에 비해 이면비드가 많이 생성된 것을 볼 수 있다. 0.5 mm 및 1.2 mm의 단면형상의 관찰에서 0.5 mm 구간의 용접부는 갭의 영향이 1.2 mm보다 상대적으로 적어 용접부의 언더필 영역이 더 적었고, 용융 와이어의 공급으로 용접부가 이면으로 쳐져서 이면비드를 형성한 것을 확인하였다. 반면에 1.2 mm의 용접부는 갭이 상대적으로 넓어 용융 와이어가 공급되더라도 갭 구간을 모두 채우지 못하여 언더필의 구간이 크고 이면비드가 생성되지 않았다. 그러나, 레이저-CMT 하이브리드용접은 와이어의 공급으로 인해 갭이 1.2 mm까지 생성되더라도 용접이 이루어지는 것을 확인하였다. 재료의 특성상 레이저의 반사율이 높고 열전달율이 커서 레이저 용접이 어려운 알루미늄 합금재에 대해서, 빔 품질이 좋고 출력이 높은 파이버 레이저와 CMT+펄스아크 기능을 이용하여 아크 입열을 제어한 경우의 갭 허용도는 1.2 mm까지도 용접이 가능함을 확인하였고, 좀 더 넓은 갭 허용치를 가지면서 언더필이 없는 양호한 이면 비드의 형성을 위한 지속적인 연구를 수행할 예정이다. 따라서, 후판용 알루미늄재의 레이저-MIG 하이브리드 용접은 종래의 아크 용접과 같이 산업 현장에서 높은 활용도를 가지고 적용될 수 있을 것으로 사료된다.

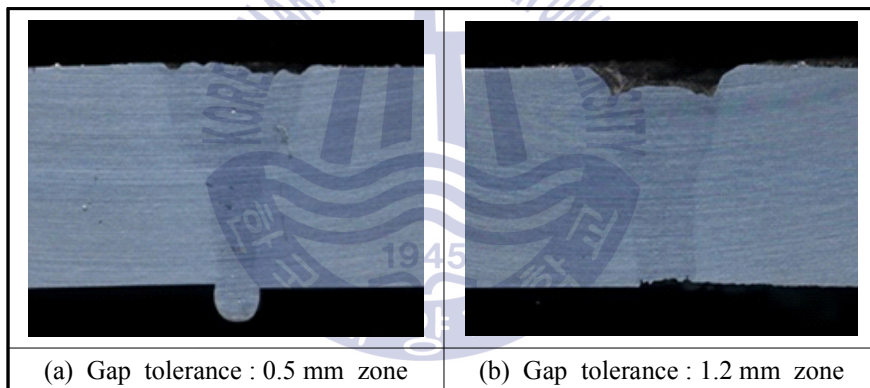
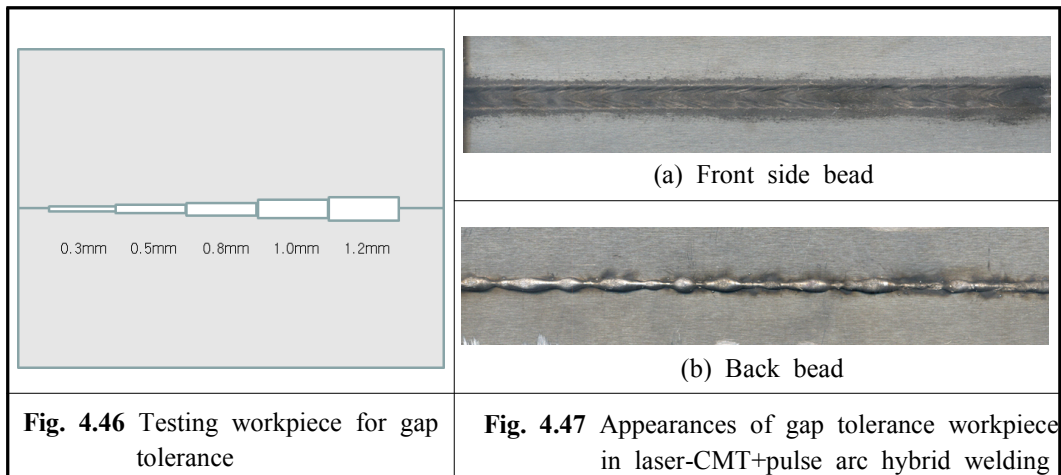


Fig. 4.48 Cross sections of gap tolerance estimating workpiece
(A5083, 8 mm^t : $P_L = 4.5$ kW, $I = C+P180$ A, $v = 3$ m/min)

(4) MIG펄스 아크, 레이저, 레이저-CMT 하이브리드 용접의 용입특성 비교

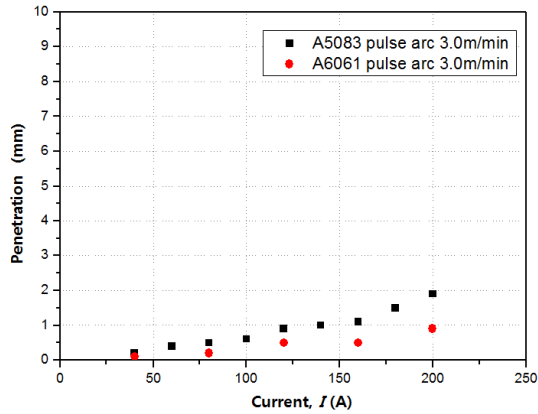
A5083과 A6061재에 대해서 지금까지 실시한 펄스아크 용접, 레이저 용접과 레이저-CMT 및 CMT펄스아크 하이브리드 용접을 실시한 모든 결과를 정리하여, 용접전류와 용접속도, 레이저 출력이 용입깊이의 관계를 Fig. 4.49에 나타내었다. 각 열원의 용접전류와 용접속도에 따라 용입 깊이는 다르게 나타났으며, 아크 용접영역의 용입깊이는 Fig. 4.49(a)에, 레이저 용접 영역의 용입 깊이는 Fig. 4.49(b)에, 레이저-아크 하이브리드

용접 영역의 용입 깊이는 Fig. 4.49(c)에 나타내었다.

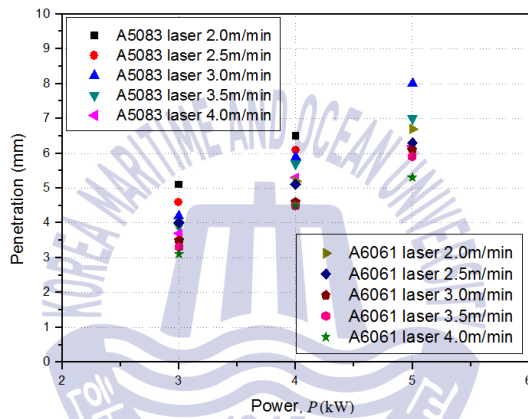
모든 용접법에서 용입깊이는 강재와 유사하게 용접속도가 느릴수록 용입깊이가 깊어졌다. 그러나 알루미늄 합금재의 높은 반사율과 열전도에도 불구하고 구조용 강재보다 낮은 아크 출력에서 관통용입이 이루어졌다. 이것은 알루미늄 합금재의 용융점과 관계가 있는 것으로 사료되고, 아크 용접은 40A~225A의 용접전류 구간에서 최대 용입깊이가 0.5~2mm 범위로 적었다. 레이저 용접은 실험에 적용한 입열량 3kW에서는 3~5mm, 4kW에서는 4.5~6.5mm, 5kW에서는 5.2~8mm 깊이의 용입이 이루어졌으나, 실험 결과에서와 같이 5kW, 3m/min의 용접속도에서 얻어진 관통용입은 큰 기공과 용락이 발생하였고, 적절한 용접 조건은 없었다.

레이저-아크 하이브리드 용접은 각각의 아크 에너지와 레이저 에너지가 상호 작용하여 5.8~7.6mm의 용입깊이가 얻어졌고, 비드 용접 시에 펄스아크, 레이저 단독, 레이저와 CMT아크 및 CMT+펄스아크 하이브리드 용접 조건에서의 관통용접은 불가능하였다. 그러나 A5083재의 맞대기 용접에서는 $P_L = 4.5 \text{ kW}$, $v = 3 \text{ m/min}$, $I = C+P180 \text{ A}$ 에서 관통용입이 이루어졌고, A6061재의 맞대기 용접에서는 $P_L = 5.0 \text{ kW}$, $v = 2.5 \text{ m/min}$, $I = C+P180 \text{ A}$ 의 조건에서 완전용입이 얻어졌다.

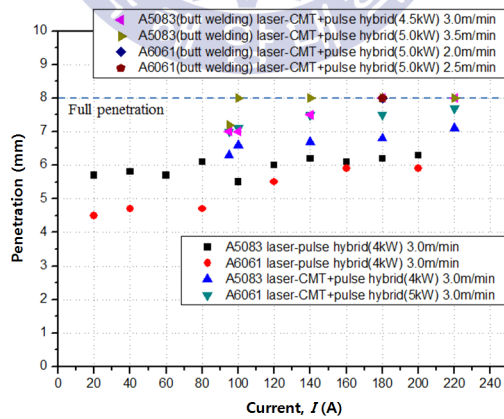
A6061재의 관통용입 조건이 A5083재의 관통용입 조건보다 입열량이 크고 속도가 느린 것은 A6061의 열전도도가 $0.37 \text{ cal/cm}^3/\text{C}$ 로써 A5083의 열전도도 $0.31 \text{ cal/cm}^3/\text{C}$ ⁽⁸⁹⁾보다 크기 때문에 용접부의 주위로 열전달이 A6061 재료에서 더 빠른 때문으로 사료되었다. 또한, 레이저-CMT+펄스아크 용접시 용가재를 사용할 경우에는 갭 이음 능력이 1.2mm까지 확인되었고, CMT 기능의 아크와 펄스 아크를 같이 조합함으로써 변형에 대한 대응책으로 평가된다고 사료되었다.



(a) With arc current(arc only)



(b) With laser power(laser only)



(c) With laser-arc hybrid welding

Fig. 4.49 Distribution of penetration depth according to the welding method with welding power and welding speed(A5083, A6061, 8mm^t)

4.4 결론

조선산업에서 경량화를 통한 에너지 절감과 재생가능한 재료로써, 대형화되고 있는 크루즈선이나 요트, 구조물 제작용으로 널리 사용되고 있는 알루미늄 합금재인 A5083과 A6061에 대하여, 파이버 레이저와 펄스 아크, CMT, CMT+펄스 아크의 하이브리드 용접의 산업 적용성을 확대하기 위해서 용접특성을 연구하였으며, 그 결과를 다음과 같이 정리한다.

1. 알루미늄 합금재를 아크전류 120~220 A의 범위에서 MIG 펄스아크 용접을 실시한 결과에서 아크전류가 증가할수록 용입깊이는 0.5~3.4 mm, 비드폭은 4.7~9.5 mm로 크게 증가하였고, 덧살의 크기도 증가하였다. 또한, 용접속도를 증가시키면 용입깊이와 덧살크기의 감소는 적었으나 비드폭은 크게 감소하였고 전체적으로 안정된 비드외관을 나타내었다. 이것은 알루미늄 합금재에서도 피크전류와 베이스전류가 교대로 작용하는 펄스전류의 특성이 나타난 때문으로 사료되었다. 그러나 CMT용접은 용접속도가 증가하여도 비드폭과 덧살크기의 감소가 적었고, 용입 깊이는 거의 없어서 CMT 용접 단독으로는 용입깊이에 영향을 미치지 않았다.
2. 알루미늄 합금재의 레이저용접에서 비초점거리 $f_d = 0$ mm에서 가장 깊은 용입을 얻었으며 A5083재는 용입깊이가 7.5 mm로 A6061재의 5.8 mm보다 깊게 나타났다. 이것은 $0.31 \text{ cal/cm}^3/\text{C}$ 의 열전도도를 가진 A5083재가 $0.37 \text{ cal/cm}^3/\text{C}$ 의 열전도도를 가진 A6061재보다 열전도도가 낮아서 레이저의 입사에너지 흡수율이 높기 때문에 같은 출력에서 깊은 용입을 나타낸 것으로 사료된다.
3. 8 mm^t A5083 및 A6061재의 레이저-펄스아크 하이브리드 용접시, 레이저 출력 3 kW, 4 kW, 5 kW의 조건에서 펄스아크전류의 크기에 따라서 용입깊이에 영향을 미치는 레이저 빔과 아크간의 거리는 다르게 나타났으며, 펄스아크전류 140 A의 경우는 $D_{LA}=1$ mm, 펄스아크전류 180 A의 경우는 $D_{LA}=2$ mm에서 깊은 용입과 안정적인 용접 비드가 얻어졌다. 이것은 전류의 크기가 큰 경우, 아크력이 용융지를 보다 크게 만들어 레이저 빔의 흡수율을 증가시킨 때문으로 사료된다. 그러나, 3 kW, 4 kW의 레이저 출력에서는 140 A와 180 A의 조건에서 많은 기공이 발생하였고, 레이저 출력 5 kW에서는 기공이 현저히 줄어들었다. 이것은 알루미늄 합금재에서는 입열량이 적을 경우, 기공이 빠져나가기 전에 용융부가 응고되어 내부에 많은 기공이 존재한 것으로 사료된다.

4. 펄스아크전류를 0~200 A까지 변경하면서 4 kW의 레이저 출력에서 레이저-펄스아크 하이브리드 용접한 경우, 8 mm^t A5083의 용입깊이는 5.8~6.3 mm, A6061은 4.5~5.9 mm이었다. 또한 그 깊이는 펄스아크용접의 용입깊이의 변동 경향과 유사하였고, 전류가 증가할수록 단면은 와인컵 형상으로 바뀌었다. 용입깊이의 차이는 열전도도의 차이에 의한 것으로 판단되었고, 레이저의 입열에 의해 용입깊이와 비드폭이 증가하였으나 관통용입은 없었다.
5. 알루미늄 합금재의 레이저-CMT 하이브리드 용접은 레이저 단독 용접의 경우와 비교하여 용입 깊이는 크게 향상되지 않았지만 비드 안정성이 높은 특성을 나타내었다. 이는 최대 작용전류가 95A인 CMT 용접의 특성상 깊은 용입이 이루어지지 않았지만 레이저와의 하이브리드 용접법에 의해 레이저의 입열이 추가되어 비드의 안정성이 높아지고 용입이 깊어졌으나 관통용입은 없었다.
6. A5083재 및 A6061재에 대한 레이저-CMT/레이저-CMT • 펄스아크 하이브리드 용접시, 펄스아크전류와 달리 높은 전류에서도 레이저와 CMT 아크간의 거리가 1 mm일 때 가장 깊은 용입과 건전한 용접비드가 얻어졌다. 이는 CMT 열원은 용입깊이에 영향을 미치지 않으나 펄스아크가 용융지에 영향을 미쳐 레이저 열원이 깊게 작용한 것으로 판단된다.
7. A5083, 8 mm^t의 경우, 레이저-CMT+펄스아크 하이브리드 맞대기 용접시 $P_L = 4.5$ kW, $v = 3.0$ m/min, $I = C+180$ A에서, A6061, 8 mm^t의 경우는 $P_L = 5.0$ kW, $v = 2.5$ m/min, $I = C+180$ A 이었다. 이는 열전도도에 의한 차이에서 관통용입의 입열량이 다르게 되어 A6061이 높은 레이저 출력과 느린 용접속도가 필요한 것으로 판단되었다. 또한, 상기 조건에서 A5083 재료에 대한 갭 허용도를 실험한 결과, 갭이 없는 맞대기 이음에서는 관통 용접이 이루어졌으며, 1.2 mm까지의 갭이 존재하여도 용접이 가능하였다.

제 5 장 구조용 합금재의 레이저-아크 하이브리드 용접부 기계적 성질과 조직 특성

5.1 서론

연강재, AH36강, 알루미늄 합금재 A5083과 A6061 재료의 레이저-MIG 아크 하이브리드 용접특성과 관련하여, 용접부의 건전성을 확인하기 위하여 험핑비드, 용락, 완전 용입, 스패터(splatter), 균열, 언더컷(undercut), 언더필(fill) 등과 같은 결함이 없는 양호한 용접조건에서 기계적 성질과 금속 재료적인 건전성을 확보할 목적으로 시험편을 제작하였다. 제3장과 제4장에서 실험한 결과를 토대로, 안정된 레이저-아크 하이브리드 용접 조건을 적용하여 시험편을 제작하고 경도 시험과 인장 시험을 각각 실시하였다. 광학 현미경 조직사진과 주사형 전자현미경 관찰을 통해 용접부에 내재하는 기공과 균열 및 개재물과 같은 내부 결함을 조사하고, 모재와 용접부의 조직과 합금성분을 비교 검토하였다.

5.2 실험방법

5.2.1 실험재료 및 용접장치

(1) 실험재료

실험에 사용한 구조용 강재와 용접봉은 제3장 3.2.1절의 Table 3.1에서 상세히 나타낸 바와 같이 두께 8 mm^t와 10 mm^t의 SS400, AH36강과 알루미늄 합금재는 제4장 4.2.1절의 Table 4.1에서 상술한 A5083, A6061을 200 mm×80 mm×8 mm^t와 200 mm×80 mm×10 mm^t 크기로 준비된 시험재에 대해서, 완전용입이 이루어진 조건에서 맞대기 용접을 실시하여 제작하였고, 경도 시험과 조직 관찰용 시험편은 재현성을 확보하기 위해 용접부가 안정적으로 얻어졌다고 생각되는 지점인 가로방향 시편의 끝에서 용접방향으로 70 mm 지점부터 15 mm간격으로 4개의 시편을 채취하고, 각각의 측정값을 평균하여 사용하였다. 채취한 시험편은 연마 후 에칭한 단면에서 경도와 조직사진을 조사하였다.

기계적 성질 및 조직 관찰용 시험편은 제3장 및 제4장의 실험에서 완전 용입과 육안 검사에서 기공, 균열, 언더컷, 험핑, 언더필 등의 결함이 없는 용접이 이루어진 선택된 최적 용접 조건에서 제작하였다. Fig. 5.1은 경도시험 및 분석에 사용한 시험편의 형상과 채취 위치를 나타낸다.

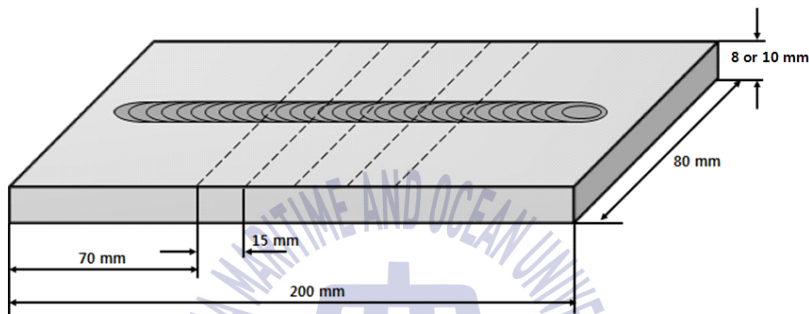


Fig. 5.1 Sampling location of cross section

(2) 용접장치

강재(SS400, AH36강)에 대한 분석용 시험편을 제작하기 위한 용접장치는, 제3장에서 언급된 바와 같이, 6축 로봇에 설치되어 로봇 제어에 의해 용접이 수행되어진 Fronius 사의 Transpuls Synergic 3200모델의 MIG아크 용접기를 사용하였고, 용접토치는 제3장에서 실험한 결과에 따라 최적 각도인 60° 로 조정되어 레이저 장치의 광학 헤드에 일체식으로 고정되어 수행하였다. 변형과 이동방지를 위해 스테이지 위에 지그를 사용하여 시험편을 고정하여 용접하였고, MIG아크는 모든 용접을 실행할 때 용융지의 보호를 위한 실드가스가 용접토치의 전극과 동축으로 공급시켰다.

강재에 적용한 레이저 용접 장치는 제3장에서 사용한 최대 출력 6.6 kW, 1030 nm의 파장 길이와 BPP=8 mm·mrad의 우수한 빔품질을 가진 TRUMPF사의 TruDisk 모델의 연속파형 디스크 레이저가 사용되었고, 알루미늄 합금재에 사용한 레이저 용접장치는 4장에서 사용한 장비로서, IPG Laser GmbH사의 YLR-5000 모델의 출력 5 kW를 가진 연속파형 이테르븀 파이버 레이저로서 BPP=8mm·mrad의 우수한 빔 품질을 가진 장비이다.

5.2.2 인장시험 및 조직 분석 방법

(1) 강재의 용접부의 기계적 성질과 조직

경도실험 시험은 광학 현미경이 부착된 미소 경도 시험기를 사용하여 측정하였고, 하이브리드 용접부의 경도는 아크 영역(arc zone)과 레이저 영역(laser zone)으로 나누어 각 영역의 중심부를 기준으로 횡방향과 종방향으로 실시하였으며, 각 영역의 경도값을 통해 기계적 특성을 비교하였다. 압흔 간 간격이 너무 가까울 경우 가공경화에 의해 경도값의 왜곡이 나타날 수 있기 때문에 이를 방지하기 위해 압흔 간 간격은 횡방향 측정의 경우 $200\ \mu\text{m}$, 종방향 측정은 $400\ \mu\text{m}$ 를 유지하였다.

(2) 알루미늄 합금재의 기계적 성질과 조직

맞대기 용접 조건 시험에서 선정된 조건에서 용접된 용접부의 기계적 성질을 평가하기 위하여 경도 측정 및 인장시험을 실시하였다. 경도 측정은 마이크로 비커스경도기를 사용하여 용접부 및 열영향부의 경도를 측정하여 각 조직의 기계적 성질을 파악하였다. 경도는 용접부의 폭 방향으로 표면에서 $1\ \text{mm}$ 의 상부 부분과 표면에서 $5\ \text{mm}$ 떨어진 부분을 하부로 나누어 측정하였다. 하중은 압흔의 크기를 고려하여 $0.2\ \text{kgf}$ 설정하였으며, 용접부 중심으로 압흔의 간격은 $1\ \text{mm}$ 를 이격하였다.

구조용 강재와 알루미늄 합금재의 Laser-MIG아크 하이브리드 용접부에 대한 인장 특성을 조사하기 위한 시험편은 KS B 0801의 5호 판형 시험편을 제작하여 시험하였다. 강재의 조직은 경면 연마 후 나이탈 용액으로 에칭하여 관찰하였고, 알루미늄의 조직사진은 경면 연마 후 keller's modified 용액을 사용하여 에칭한 후 관찰하였다⁽⁷⁵⁾. 조직을 관찰하기 위하여 광학현미경을 사용하였으며, EDX(energy dispersive X-ray analysis)가 부착된 주사형전자현미경(scanning electron microscope)을 이용하여 정성적 성분을 분석하였다. Fig. 5.2는 인장시험편의 채취 위치를 나타내고 있다.

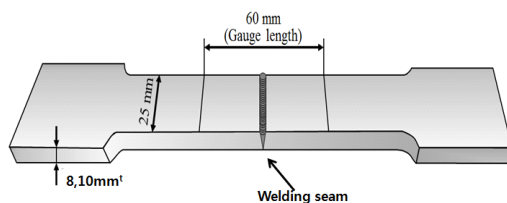


Fig. 5.2 Schematic illustration of tensile specimen by KS B 0801

5.3 실험 결과 및 고찰

5.3.1 강재와 알루미늄 합금재의 기계적 특성

(1) 강재의 레이저-아크 하이브리드 용접부의 기계적 특성

가. 레이저-아크 하이브리드 맞대기 용접부의 경도 특성

경도 시험편은 SS400 8 mm^t의 경우 $P = 5 \text{ kW}$, $I = 300 \text{ A}$, $v = 2.25 \text{ m/min}$, $f_d = -3 \text{ mm}$, $DLA = 3 \text{ mm}$ 의 조건을, AH36 10 mm^t의 경우 $P = 6 \text{ kW}$, $I = 360 \text{ A}$ ($P_{\text{cor}} : -5$), $v = 1.75 \text{ m/min}$, $f_d = -4 \text{ mm}$, $D_{LA} = 3 \text{ mm}$, 27 V의 조건을 사용하여 제작하였다. Fig. 5.3은 경도 분포를 나타낸 것이다. SS400의 경우 용접부의 표면에서 1.25 mm 및 5.25 mm 떨어진 부분에서, AH36은 경도는 아크영역 및 레이저 영역의 중심을 기준으로 폭 방향으로 측정하기 위해 표면에서 1.85 mm 및 7.35 mm 떨어진 부분에서 측정하였다.

용접부의 종방향 경도 분포에서, 연강의 경우 아크 영역 Hv 240~300, 레이저 영역 Hv 250~300 이었으며, AH36강은 아크 영역 Hv 250~300, 레이저 영역 Hv 260~380 이었다. 아크 영역인 비드 상부에서의 경도 분포는 연강의 경우 HAZ부의 폭 편측 2 mm, 경도 범위 Hv 200~270, 용착금속의 폭 1.8 mm, 경도 Hv 260~290 이었고, AH36강의 HAZ부 폭 편측 1.5 mm, 경도 범위 Hv 230~430 용착금속의 폭 3 mm, 경도 범위 Hv 260~330 이었다.

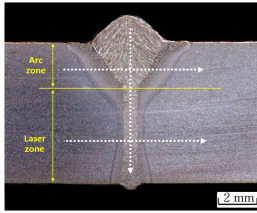
연강과 AH36강의 경도 분포는 전반적으로 AH36강이 상당히 높음을 알 수 있고, 이는 모재의 성분과 기인한다고 할 수 있다. 또 AH36강이 보다 깊은 곳까지 용융부의 폭이 넓은 것은 큰 아크 입열의 영향으로 깊은 곳까지 아크가 영향을 미쳐 용융금속의 용입이 이루어지고, 이는 후판의 관통 용접에 유리할 것으로 판단된다. 레이저 영역인 비드 하부에서 연강의 경우 HAZ부의 폭은 0.2~0.6 mm, 경도 범위 200~280 Hv, 용착금속의 폭 0.2~0.6 mm, 경도 범위 280~290 Hv 정도였고, AH36강의 경우 HAZ부의 폭 1 mm, 경도 범위 250~400 Hv, 용융착금속의 폭 0.6 mm, 경도 범위 320~350 Hv 범위에 있었다.

경도분포를 비교한 결과, 전체적으로 AH36강의 경도 분포가 높았고, 용착 금속에서의 경도 분포에서는 연강의 경우 용착금속부의 경도가 모재 및 열영향부에 비해 큰 반면, AH36강은 용착금속의 경도가 열영향부 경도보다 낮았고, 용착금속 경계부에 가까운 열영향부의 경도분포가 특히 높았다. 이러한 연강의 경도분포가 나타난 이유는 높은 레이저 출력과 용접 전류를 사용함으로써, 많은 입열로 인해 용융 금속 부근의 열영향부에서 용가재에 포함된 Si 성분의 고용 강화와 Mn 농도가 증가하여, 용융 후 금속 냉각시 마르텐사이트의 양이 증가하기

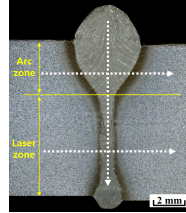
때문에 SS400의 모재보다 용착금속이 경도가 상승한 것이고, 오스테나이트 안정화 원소인 Mn 성분이 용융부 경계에서 더욱 첨가됨으로써 저온상의 분율이 높아졌기 때문이다.

또, AH36강은 Mn과 함께 소량의 강화원소인 Mo, Cr, Ni, Cu를 첨가하여 강도와 인성을 향상시킨 강종이고, 용접 입열에 의해 열영향부의 강화원소가 급속히 냉각될 때, 용접부에 대한 종방향 경도 측정값을 보면 레이저 영역에서의 경도값이 아크영역보다 더욱 높게 나타나는 것을 확인할 수 있는데, 이는 레이저 영역에서는 오직 레이저만이 직접적으로 작용하므로 아크 영역에 비해 상대적으로 용고속도가 빨라 결정립이 미세하게 되어 경도값이 상승하였다.



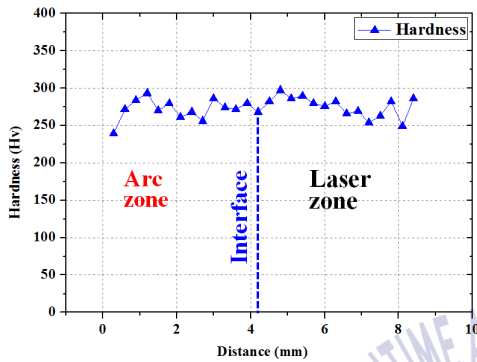


SS400, 8 mm^t

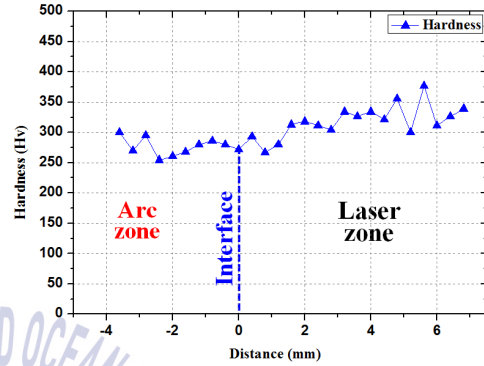


AH36, 10 mm^t

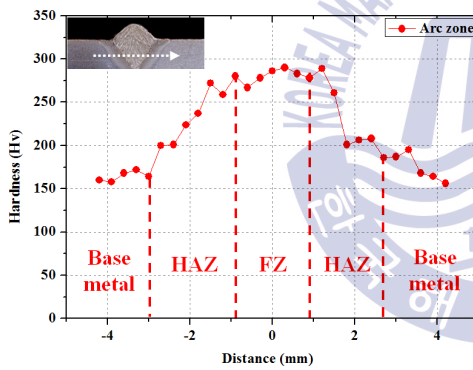
(Measuring position)



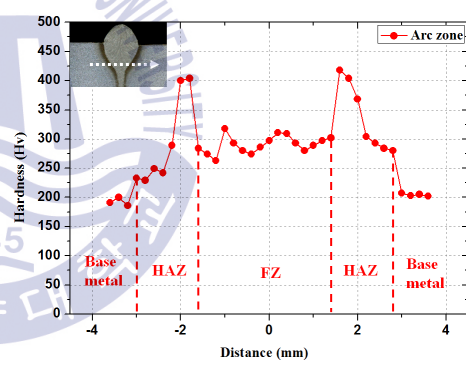
(a) Longitudinal measurement



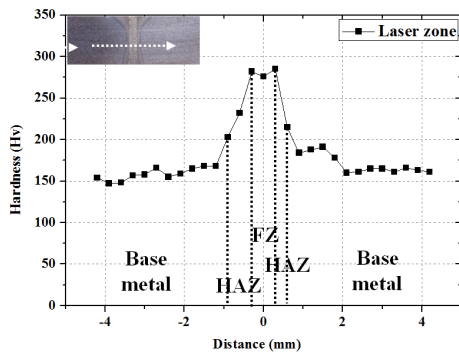
(d) Longitudinal measurement



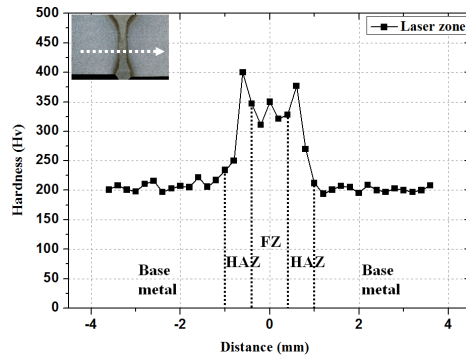
(b) Arc zone



(e) Arc zone



(c) Laser zone



(f) Laser zone

Fig. 5.3 Hardness distribution of structural steel in laser-MIG hybrid butt welding

나. 인장 강도 특성

Table 5.1은 구조용 강재의 인장시험편을 시험한 결과이고, **Fig. 5.4**는 인장시험편의 파단된 형상을 나타낸 것이다. 두가지 강재 모두 모재와 레이저-아크 하이브리드 용접된 시험편 모두 유사한 강도를 나타냈으나 용접된 시험편은 용접부의 연신율이 다소 하강한 것으로 나타났고, 이는 경도 값에서 본 바와 같이 용접부의 경도가 모재보다 상승하였고 연성이 떨어진 것으로 생각된다. 특히 AH36 강역의 경우 HAZ부에서 높은 경도 값을 나타내었는데 파단 형상도 용접부의 HAZ에서 파단이 일어나, HAZ부 경화로 인한 연성이 저하되어 모재의 인장강도는 만족하지만 인성이 약간 저하한 것으로 사료된다.

Fig. 5.5는 AH36강의 파단면을 SEM으로 촬영한 것으로, 아크 용접 영역과 HAZ의 경계부에서 파단이 시작되었다. 파단면의 형태는 조대화된 열영향부에서 취성파단하였고, 레이저 영역보다 아크 영역의 HAZ부에서 Mn과 함께 강화원소로 첨가된 Mo, Cr, Ni의 영향으로 마르텐사이트가 조대해지고 마르텐사이트의 생성이 많아진 때문으로 판단된다.

Table 5.1 Test results of tensile strength

Properties		Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)
Specimen				
SS400	Base metal	428.6	282.9	43.4
	Welded specimen	439.0	285.2	34.6
AH36	Base metal	530.7	361.7	42.6
	Welded specimen	539.0	368.4	21.3

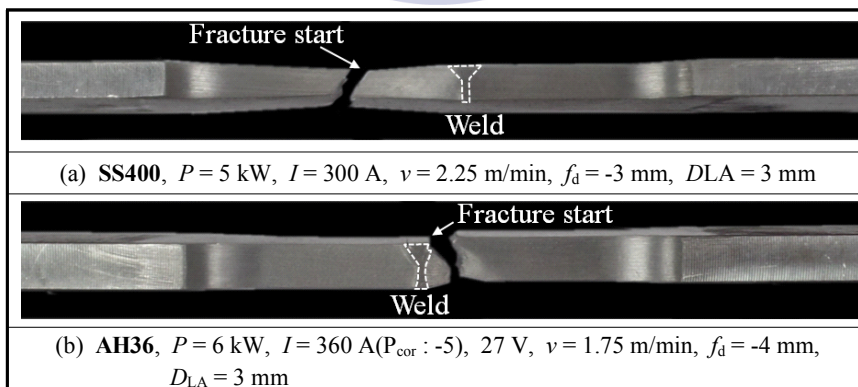


Fig. 5.4 Appearances of failed tensile test pieces

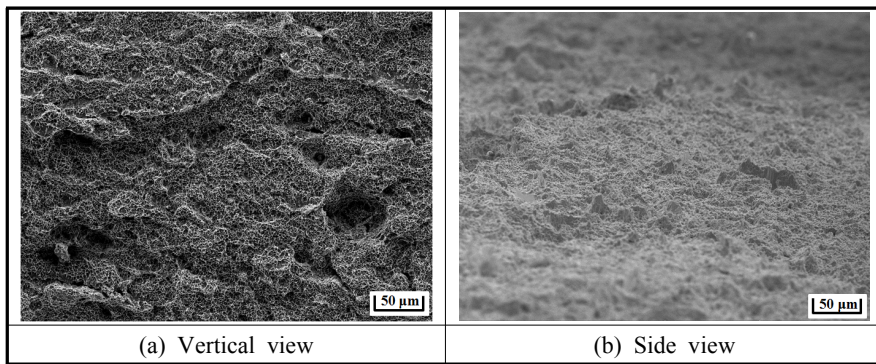


Fig. 5.5 SEM image of fracture surface(AH36)

(2) 알루미늄 합금재의 레이저-아크 하이브리드 용접부의 기계적 특성

가. A5083재와 A6061재의 경도 특성

경도는 용접부의 폭방향으로 표면에서 1mm 떨어진 부분을 상부로, 두께 8mm^t 시험편의 표면에서 5mm 부분을 하부로 나누어 측정하였다. 하중은 압흔의 크기를 고려하여 0.2kgf/mm²으로 설정하였으며, 용접부 중심으로 압흔의 간격은 1mm를 떨어지게 하였다. Fig. 5.6은 알루미늄 합금재 A5083과 A6061의 경도분포를 나타낸 것이다. Fig. 5.56 (a), (b), (c)는 8mm^t A5083의 레이저 출력 4.5kW, 아크전류 C+P180A의 복합열원을 사용하여 용접속도 3.0m/min일 때 맞대기 용접한 시험편의 용접부와 용접부 주변의 경도를 나타낸다.

A5083재의 Fig. 5.6 (a)는 용접부의 횡단면, Fig.5.6 (b)는 용접부의 표면으로부터 1mm 떨어진 상부의 경도분포를, Fig.5.6 (c)는 표면으로부터 5mm 떨어진 하부의 경도분포를 보이고 있다. 경도 분포에서 보이는 바와 같이 용융부의 중심에서는 모재에 비하여 경도값이 저하한 것을 볼 수 있으며, 열영향부(HAZ)는 용융부와 모재의 경도 사이의 값을 나타내고 있다. 용융부 및 열영향부의 경도저하는 용접열, 특히 아크열에 의한 높은 입열로 인해 용융부의 응고속도가 느리고 조직이 조대해짐에 따라 주변에 연화부가 발생한 때문으로 생각된다. 용접부의 상부에 비해 하부의 열영향부가 넓지만 하부 열영향부의 경도저하는 상부보다 크지 않았다.

또, Fig. 5.6 (d), (e), (f)는 8mm^t A6061재의 레이저 출력 4.5kW, 아크전류 C+P180A의 CMT와 펄스아크 전류를 같이 사용하여 용접속도 2.5m/min일 때 맞대기 용접한 시험편의 용접부와 용접부 주변의 경도를 나타낸다. 경도 분포는 A5083의 경도분포와 비슷한 양

상으로, 용융부의 중심은 모재에 비하여 경도값이 저하하였으며, 열영향부가 넓게 분포하고 있다. 하부 역시 용융부 및 열영향부의 연화가 발생하였지만 하부의 열영향부는 상부보다 좁은 영역을 나타내고 있다.

나. A5083재와 A6061재의 인장강도 특성

A5083 8mm^t의 경우 모재 인장강도 값은 337 N/mm²이었으며, 맞대기 용접시험편의 인장강도 결과 모재 대비 약 90% 정도의 인장강도 값으로, 우수한 인장강도값을 나타내었다. 그러나, 파단이 열영향부와 용접부에서 일어났다. 건전한 용접비드가 형성되었지만 용접부 및 열영향부에서 파단이 일어난 이유는 용접부와 열영향부에 연화부가 형성되어 전체적인 강도저하를 일으킨 것으로 사료되고, A6061 8mm^t의 인장시험 결과는 상대적으로 A5083의 인장시험편보다 더 낮은 경향을 나타내었다. 모재강도는 288 N/mm², 용접부에서는 모재강도 대비 약 75%의 강도값을 나타내었다. 이는 용융부 및 열영향부의 연화가 A6061의 경우가 A5083의 경우보다 심하였기 때문으로 생각되고 경도 분포에서도 더 낮은 것을 확인 할 수 있다.

이러한 용접부 및 열영향부의 연화는 재료에 포함되어 있는 원소 중 알루미늄의 강화원소인 Mg이 용융부로부터 증발되었기 때문이고, A5083의 강도가 모재의 90% 정도인 것은 Mg이 많이 함유된 용가재를 사용했기 때문에 Mg₂Si와 같은 반응물을 생성할 수 있을 정도의 원소 함량이 남아 있을 것으로 생각된다. 그러나 A6061은 모재의 Mg 함량이 낮기 때문에 용접 중 증발된 Mg이 영향을 미쳐 모재보다 많이 연화되어 강도가 낮아진 것이다. 이러한 알루미늄 강화원소인 Mg을 제어하면 용융부의 기공을 줄이고 강도를 향상시킬 수 있기 때문에, 하이브리드 용접법은 대형 크루즈용 요트나 여객선 등과 같은 경량화, 고강도와 내식성을 요구하는 선체나 구조물에 적용이 가능한 더욱 우수한 용접부를 얻을 수 있을 것으로 판단된다.

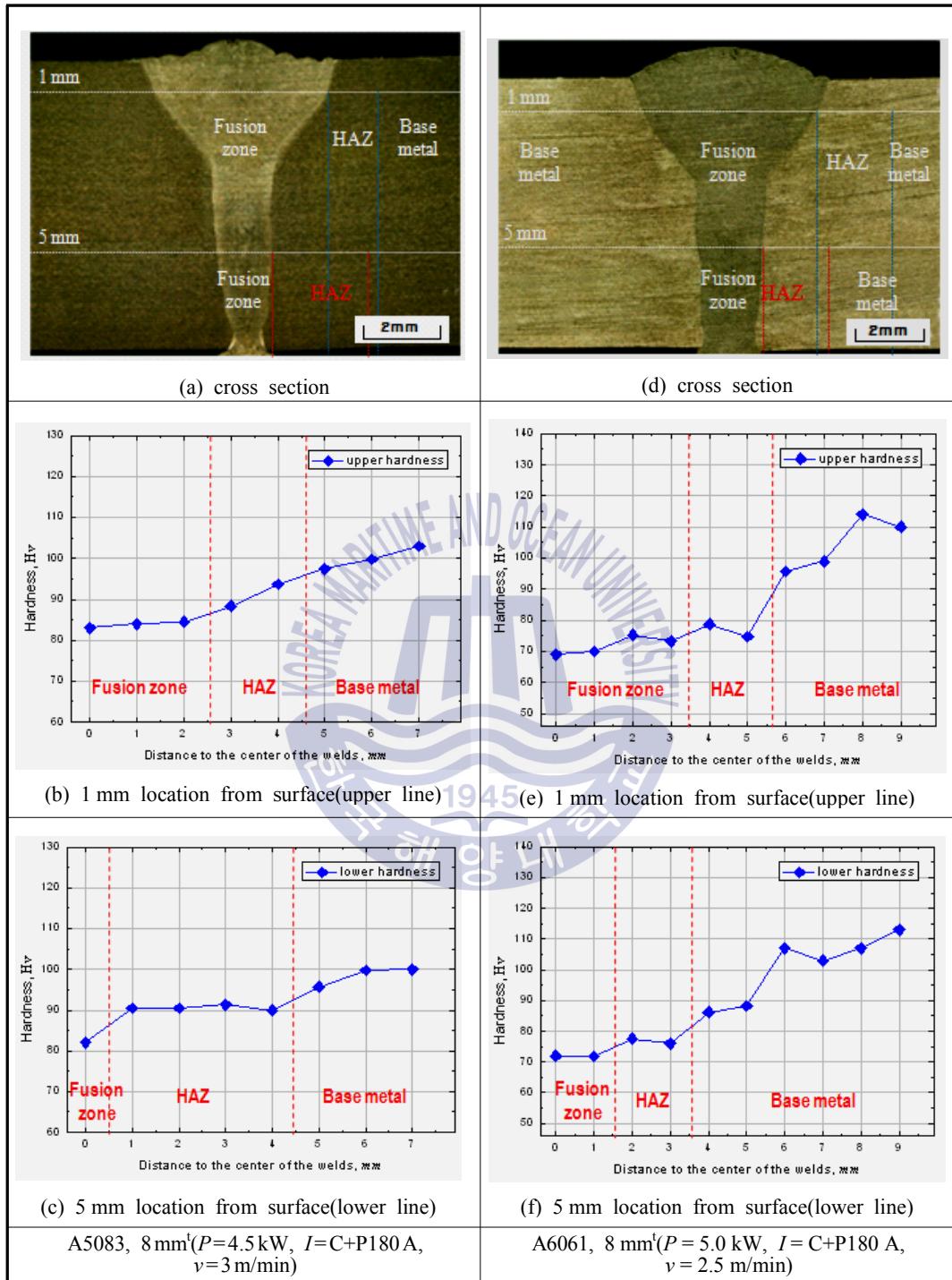


Fig. 5.6 Hardness distribution of A5083 and A6061 alloy

5.3.2 강재와 알루미늄 합금재의 미세조직특성

(1) 강재의 레이저-아크 하이브리드 용접부의 미세조직특성

가. SS400 8 mm^t에 대한 레이저-아크 하이브리드 맞대기 용접부의 미세조직특성

$P = 5 \text{ kW}$, $I = 300 \text{ A}$, $v = 2.25 \text{ m/min}$, $fd = -3 \text{ mm}$, $D_{LA} = 3 \text{ mm}$ 의 최적 조건에서 레이저-아크 하이브리드 용접된 SS400은 아크 영역, 레이저 영역으로 나누어 각 영역에서의 용접부 및 열영향부에 대해 광학현미경을 사용하여 미세조직을 관찰하였다.

Fig. 5.7은 SS400 8 mm^t의 하이브리드 용접한 때의 미세조직을 나타낸 것으로, 모재는 대부분 페라이트로 구성되어 있으며 소량의 펄라이트가 존재하였으며, 모재 조직은 압연 흔적이 보이지 않는다. 아크 영역과 레이저 영역의 용융부는 열영향부와 용융부의 경계로부터 성장한 덴드라이트 조직을 나타내고 있으며, 아크 영역에서의 덴드라이트 조직이 레이저 영역보다 더욱 성장한 것을 확인할 수 있다. 이는 아크에 의한 많은 입열량 공급으로 인해 덴드라이트가 성장할 시간이 길어지기 때문으로 판단되며, 레이저 영역에서는 입열량이 큰 아크가 직접적으로 작용하지 못하고 집속된 에너지인 레이저가 주로 작용하기 때문에 용고속도가 상대적으로 빨라서 덴드라이트가 크게 성장하지 못하는 것으로 생각된다.

또한 용접열에 의해 용융부에서 모재방향으로 열영향부가 형성된 것을 확인할 수 있다. Fig. 5.7(b)의 열영향부의 조직사진에서와 같이 결정립이 조대한 영역과 미세한 영역으로 이루어져 있고, 아크 영역에서의 조대화된 HAZ부의 조직은 페라이트와 베이나이트 그리고 소량의 마르텐사이트로 구성된 것으로 생각된다. 레이저 영역에서의 조대화된 HAZ는 레이저의 높은 에너지 밀도로 인해 아크 영역에 비해 상대적으로 HAZ에 투입되는 입열량이 적어 결정립의 조대화가 덜 일어났기 때문에 아크 영역과 비교하여 결정크기가 상대적으로 작은 것을 알 수 있다. 미세화 된 HAZ에서는 용가재에서 추가된 Mn 성분으로 인한 마르텐사이트 형성이 많이 되어 모재보다 경도가 높았으며, 조대화된 HAZ에서는 마르텐사이트와 같은 경한 조직의 존재로 인해 페라이트와 펄라이트로 구성된 모재보다 경도가 높고, 최대 경도값이 용접부와 유사하게 나타났다.

나. AH36 강재의 레이저-아크 하이브리드 용접부의 미세조직특성

하이브리드 용접된 AH36은 아크 영역, 레이저 영역으로 나누어 각 영역에서의 용접부 및 열영향부에 대해 광학현미경을 사용하여 미세조직을 관찰하였다.

Fig. 5.8은 $P = 6 \text{ kW}$, 전류 $I = 360 \text{ A}$, 용접속도 $v = 1.75 \text{ mm/s}$, shield gas유량 $Q = 20 \text{ l}$

/min, 전압 -10 %, $P_{cor.} = -5$ 의 조건에서 양호한 비드를 형성하고 있는 AH36의 용접부 단면과 미세조직을 보이고 있다. 모재는 페라이트와 펄라이트로 구성되어 있으며, SS400에 비해 펄라이트 조직의 비율이 더욱 높았고, 압연 집합된 조직을 보이고 있다.

아크 영역 및 레이저 영역의 용접부는 SS400과 동일하게 텐드라이트 조직을 나타내고 있으며, 아크 영역에서의 텐드라이트 조직이 레이저 영역에서의 텐드라이트 조직보다 더욱 크게 성장한 것을 확인된다. 아크 영역의 조대화 된 HAZ의 조직은 SS400과 동일하게 마르텐사이트와 페라이트 조직으로 구성되어 있으며, 마르텐사이트 생성량이 SS400에 비해 더욱 높은 것으로 생각된다. 이는 AH36에 첨가된 합금 원소 중 Mn, Ni, Cr, Mo과 같은 소량의 원소에 의해 열처리성이 증가하여 마르텐사이트 생성량이 증가됨으로써 강도가 증가한 것으로 생각된다. 또한 레이저 영역에서의 열영향부도 이러한 합금원소의 영향으로 열처리성이 증가되었기 때문이며, 최대 경도값이 아크 영역과 유사하게 나타났다.



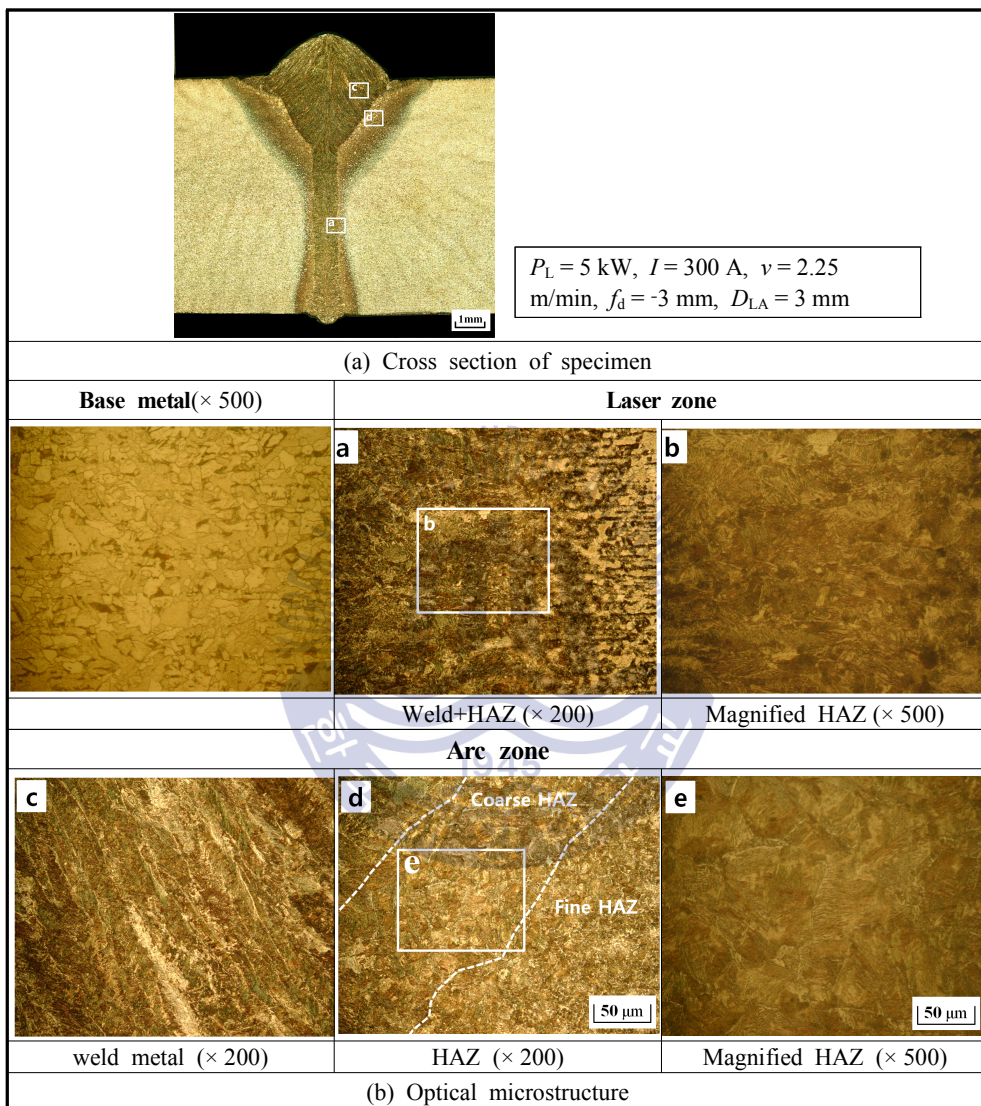


Fig. 5.7 Cross section and microstructure of weldment in laser-arc hybrid(SS400, 8 mm^t)

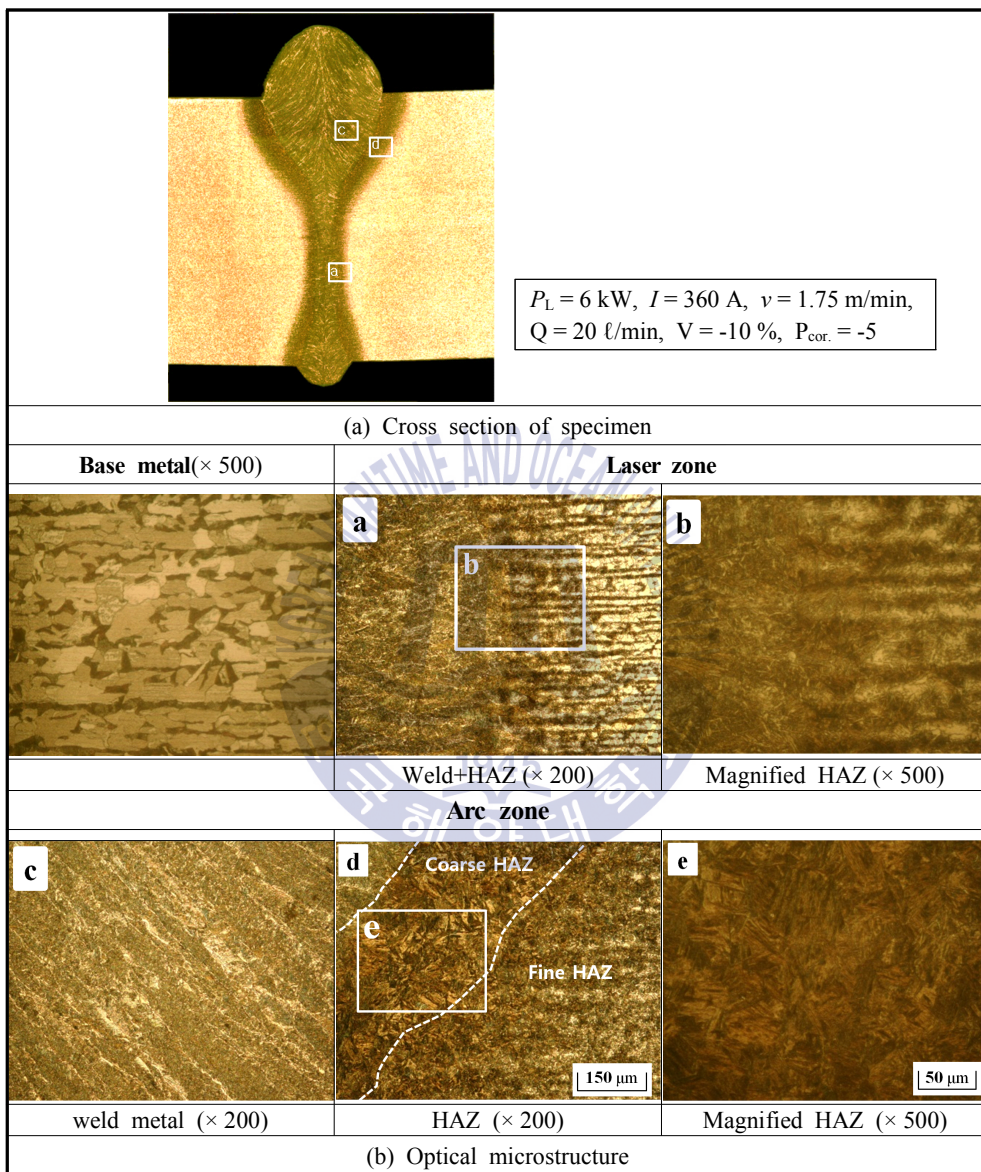


Fig. 5.8 Cross section and microstructure of weldment in laser-arc hybrid(SS400, 8 mm^t)

(2) 알루미늄 합금의 레이저-아크 하이브리드 용접부의 미세조직 특성

가. A5083재의 레이저-CMT 하이브리드 맞대기 용접부의 미세조직

맞대기 최적조건에서 실시한 용접부의 기공 및 균열과 같은 결함을 확인하기 위해 현미경 관찰을 통해 미세조직을 살펴보았다. A5083 8 mm^t 용접 단면의 미세조직을 Fig. 5.9에 나타낸다. 전체적인 용접부의 현미경 사진과 함께 일반적으로 균열이 발생하기 쉬운 용융 경계면을 따라서 상부 및 하부의 경계면을 확대하여 나타내었다.

용접부의 단면을 현미경으로 관찰할 결과, 기공과 같은 결함은 거의 발견되지 않았다. 또한 용접 후 취약한 부분이 되기 쉬운 용융 경계면을 따라서 발생하는 균열과 같은 결함 역시 발견되지 않았고, 전체적으로 기공 및 균열과 같은 전형적인 용접결함 없이 건전한 용접부를 형성하고 있다.

아크 용접 영역은 가장 늦게 응고되는 중앙부로 덴드라이트 성장이 확인되고 있고, 열영향부의 경계면에서부터 덴드라이트가 성장하여 늦게 응고되는 중앙부에서 등축정의 응고조직을 보이고 있다(Fig. 5.9 (a),(c)). 또 레이저 영역의 조직 형태는 급속한 냉각 속도로 인해 성장하는 조직이 아크 영역과 확연히 구분되고 있고 덴드라이트의 성장이 레이저 용융부의 중심으로 성장하여 응고되고 있고, 레이저 용접 영역의 중심에서 미세한 등축정으로 성장됨을 확인하였다(Fig. 5.9 (b)).

Fig. 5.10의 (a), (b), (c)는 A5083의 아크 용융부, 아크 용융부 HAZ와 레이저 용융부의 정성적 성분을 EDX로 조사한 결과를 나타낸다. 모재의 성분과 비교하여, 거의 유사한 성분을 유지하고 있다. 이는 저온 용접을 수행하는 CMT 용접의 특성과 충분한 실드가스의 영향, 레이저 용접의 고속 냉각으로 용점이 낮은 Mg과 같은 저온에서 손실되기 쉬운 원소의 증발을 억제한 때문으로 생각되며, 이는 큰 입열을 가지는 종래의 알루미늄 용접과 다른 잔류 성분의 경향을 보이고 있고, 알루미늄의 강화원소인 Mg, Mn, Cr 등의 원소를 유지하고 결정의 크기가 미세하게 유지함으로써 강도가 모재와 유사하게 유지된 것으로 생각된다.

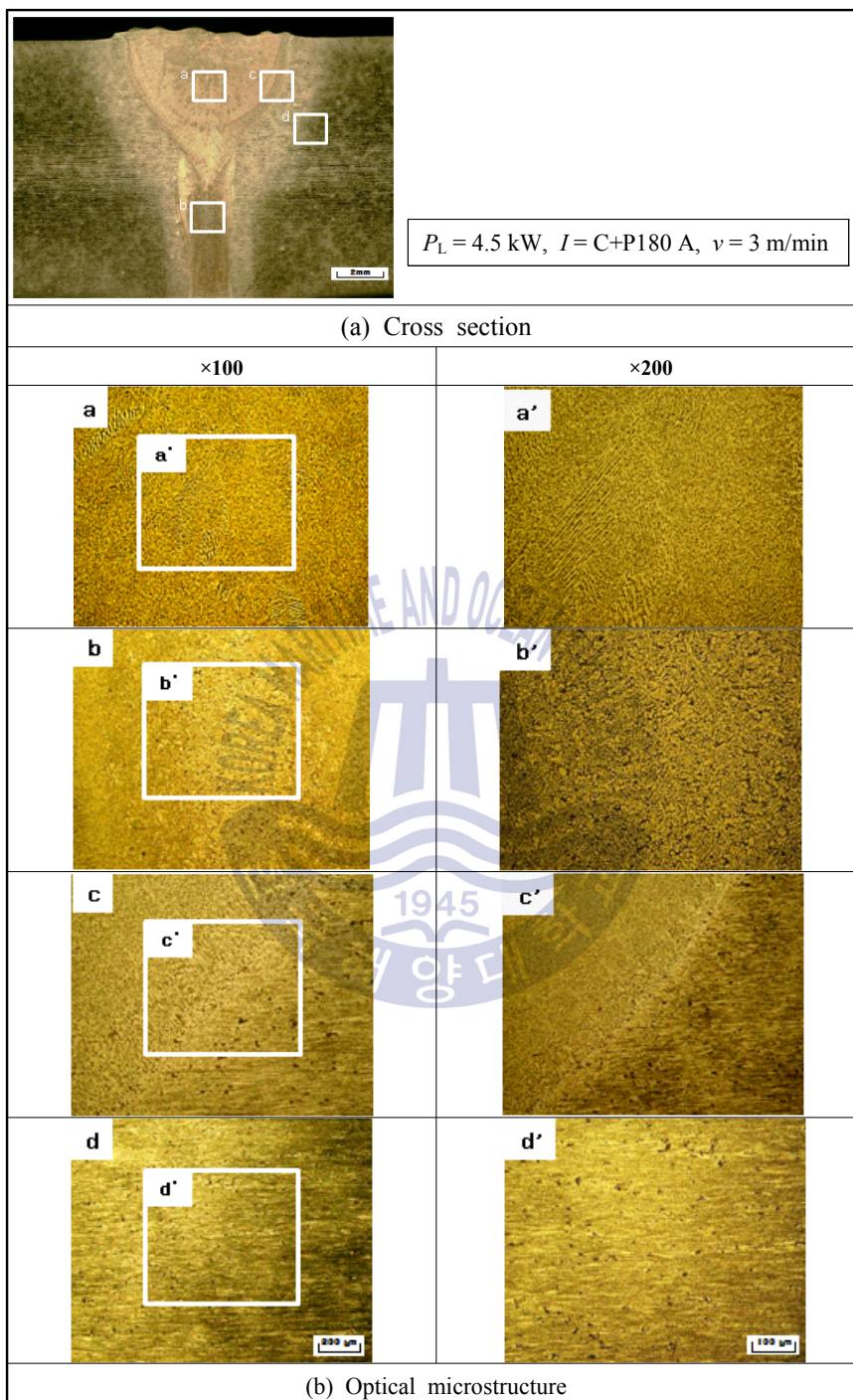


Fig. 5.9 Microstructure in weld(A5083, 8 mm¹)

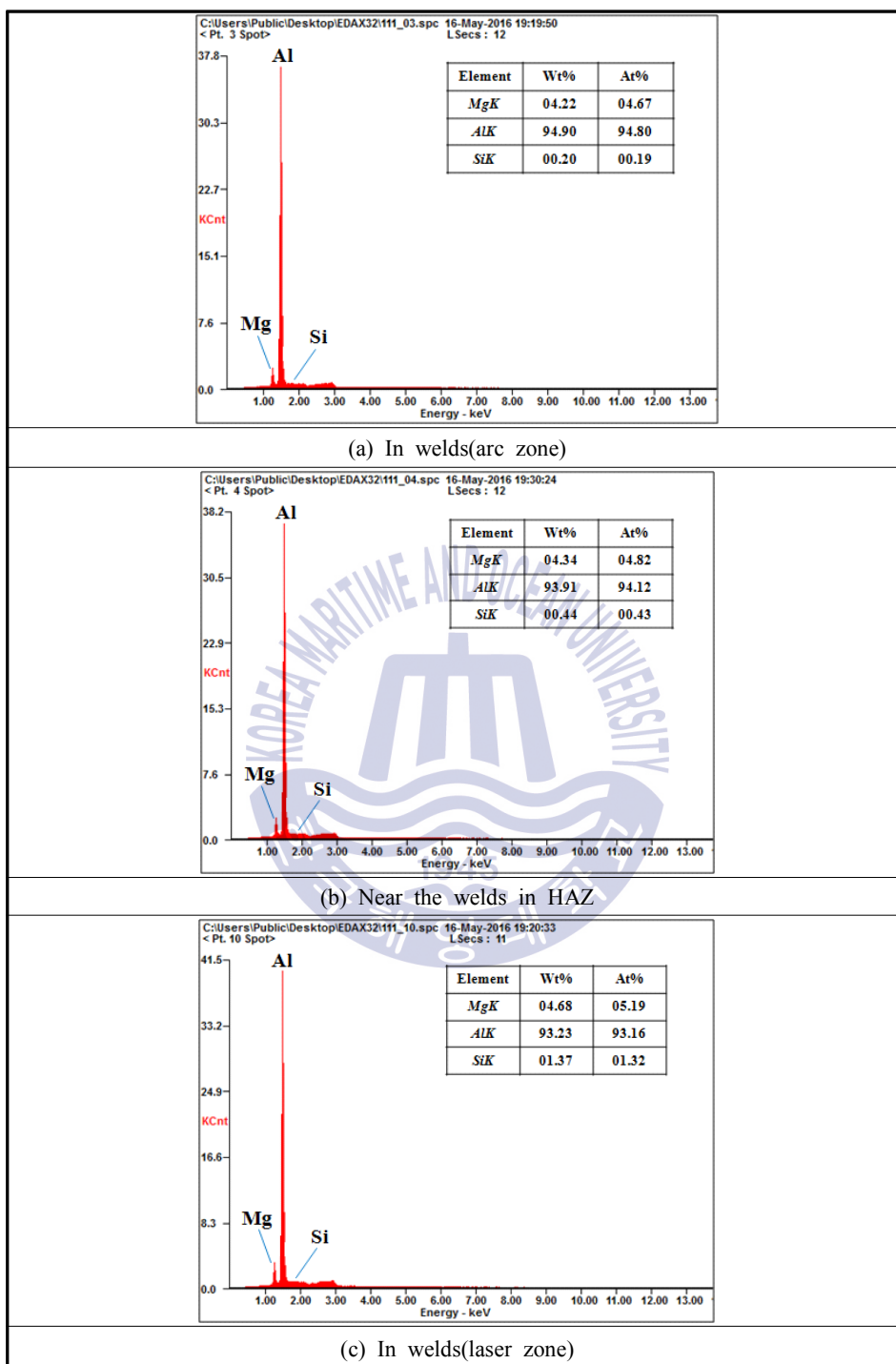


Fig. 5.10 EDX analysis results in Fig. 5.9(A5083, 8 mm^t)

나. A6061재의 레이저-CMT 하이브리드 맞대기 용접부의 미세조직

8 mm^t A6061 소재의 $P_L = 5.0$ kW, $I = C+P180$ A, $v = 2.5$ m/min 조건에서 맞대기 용접한 시험편의 용접부 미세조직을 Fig. 5.11에 나타낸다. Fig. 5.11(a)은 아크용접 영역의 용융 금속부, Fig. 5.11(b)는 레이저 용접영역의 용융부, Fig. 5.11(c)는 아크 용접 영역의 용융부와 HAZ부의 경계부, Fig. 5.11(d)는 모재부를 나타낸다. 용접부의 미세조직 관찰 결과, 기공 및 균열과 같은 결함은 발견되지 않았으며, 용융경계면에서도 역시 균열이 발생하지 않았다. 전체적으로 기공 및 균열과 같은 전형적인 용접결함 없이 건전한 용접부를 형성하고 있다.

A5083 조직과 같이 용융금속부, 열영향부, 모재의 조직은 건전한 상태를 나타내고 있고, 아크 영역의 용융금속부는 덴드라이트가 중심부로 성장하고 있다. 그러나 A5083과는 달리 열영향부로부터 성장한 덴드라이트의 크기와 중심부의 등축정 크기가 좀 더 큰 것을 볼 수 있고, 이는 고용점 성분인 Si가 결정의 성장을 유지하기 때문으로 생각된다.

Fig. 5.12는 A6061의 용융금속부와 HAZ부의 정성적 성분을 EDX로 조사한 결과를 나타낸다. 모재에 포함된 Si의 함량은 상대적으로 A5083보다 높고, Mg의 함량은 1.08이하로 작다. Fig. 5.12(a)는 아크 용접 영역의 용융금속부, Fig. 5.12(b)는 아크 영역의 용융금속과 HAZ부의 경계부분, Fig. 5.12(c)는 레이저 용접 영역의 용융부 성분을 분석한 결과를 나타내며, 아크 용접 영역에서 용융부는 알루미늄 강화원소인 Mg이 용가제에 다량 함유되어 있었으나 A6061의 경우 모재의 성분 정도의 함량을 유지하고 있어 상대적으로 많은 양의 Mg 손실이 일어난 것으로 판단된다. 또한 A6061은 대표적인 열처리 강화 특성을 가진 재료이나 강화원소인 Mg, Mn, Cr등이 포함되어 있음에도 강도가 저하한 것은 열처리 강화의 특성이 용접열에 의해 해소된 것으로 판단된다.

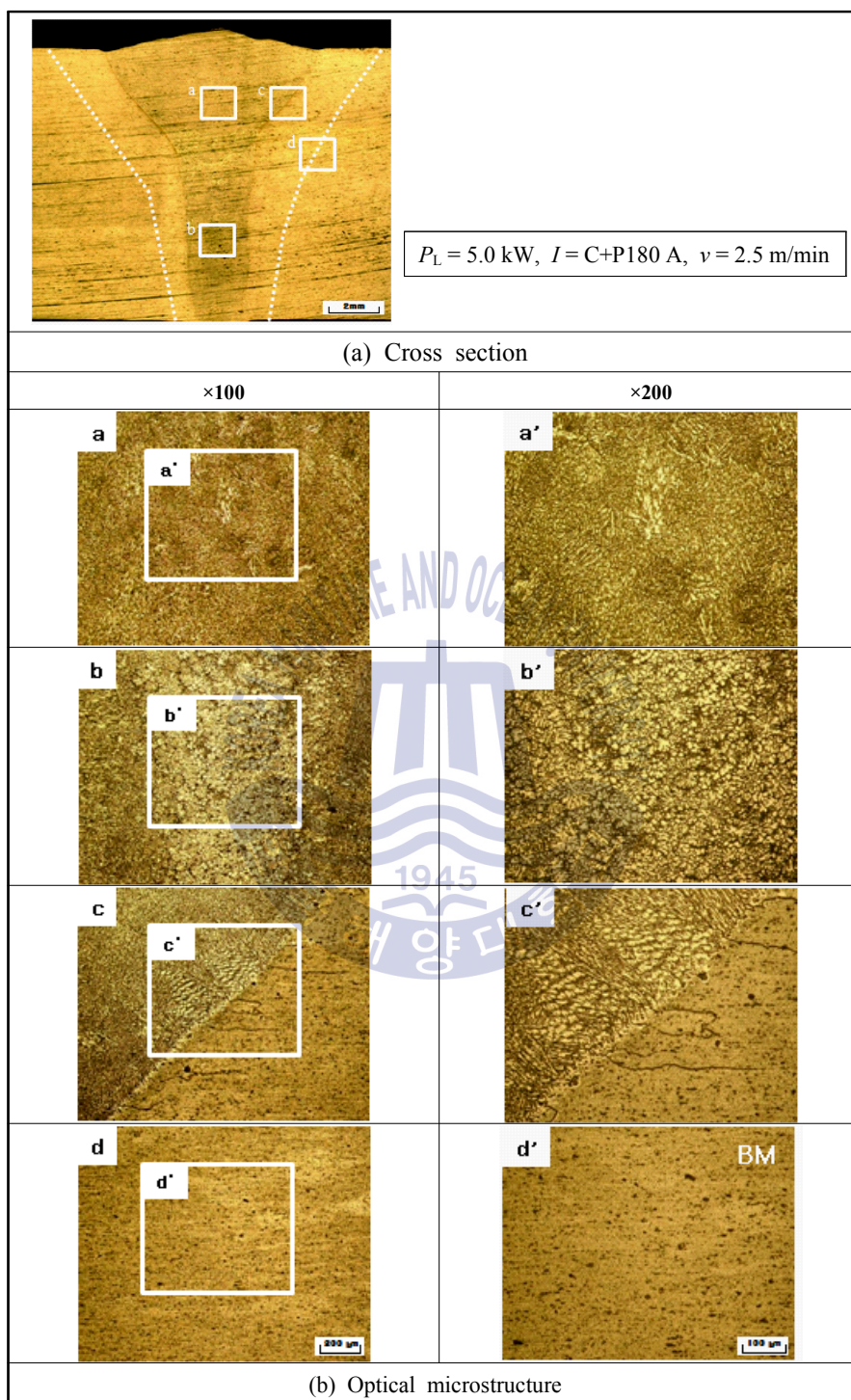


Fig. 5.11 Microstructure in weld(A6061, 8 mm¹)

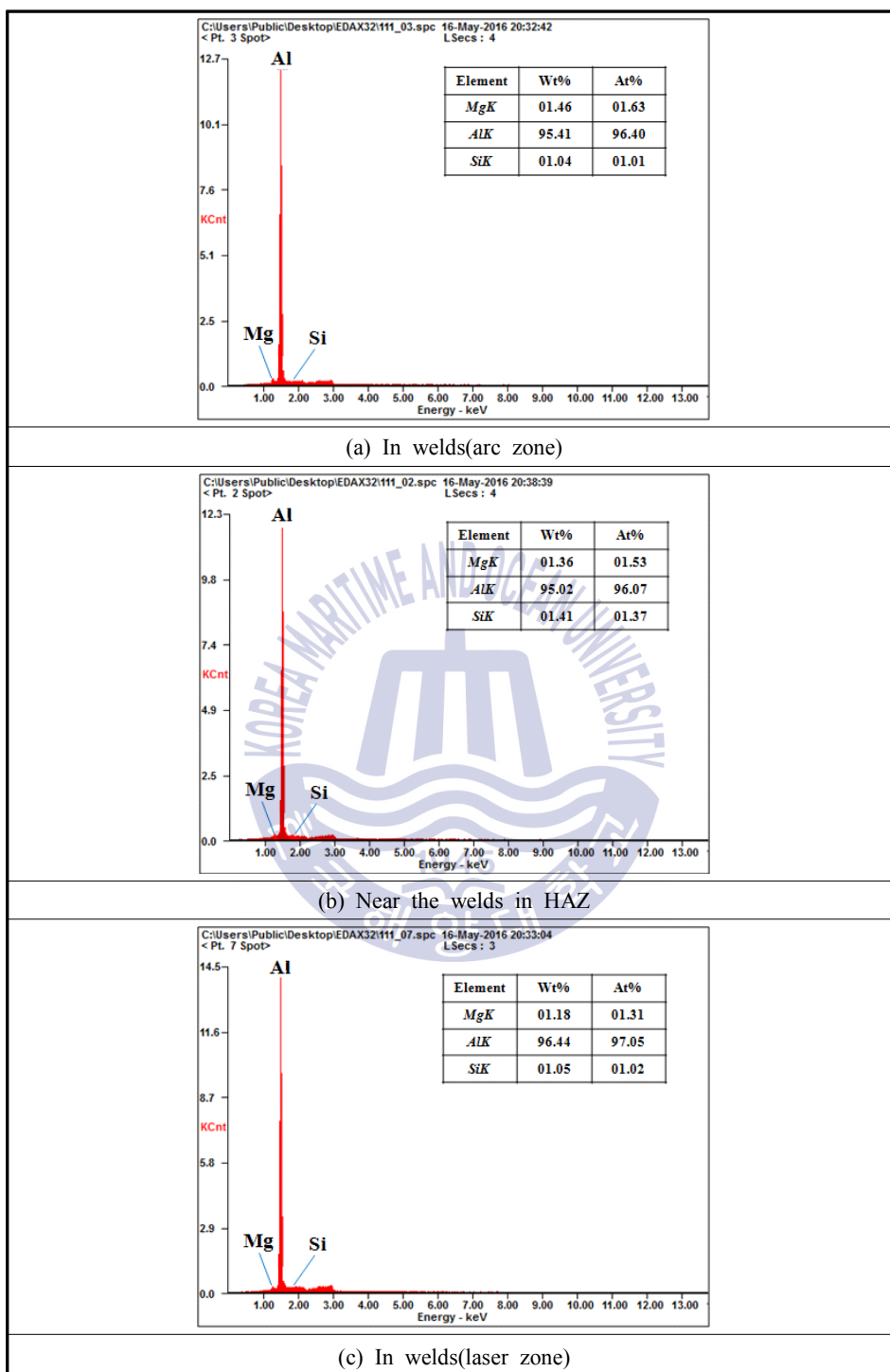


Fig. 5.12 EDX analysis results in Fig. 5.11(A6061, 8 mm¹)

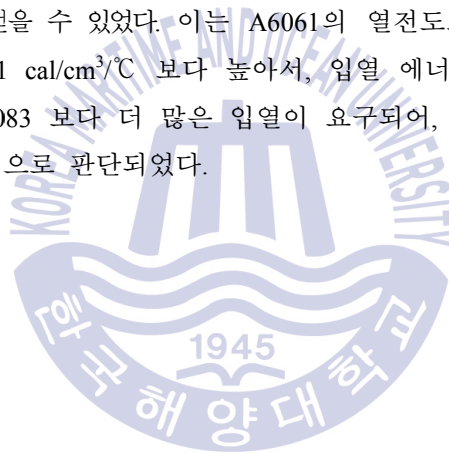
5.4 결론

SS400, AH36강과 A5083, A6061의 레이저-아크 하이브리드 용접의 최적 조건에서 얻어진 실험재료에 대해서, 기계적 성질인 경도와 인장시험 및 조직사진과 성분 분석을 통해 하이브리드 용접부의 특성을 검토하였으며, 육안으로 확인할 수 없는 특성들을 조사하여 완전 용입에 미치는 하이브리드 용접부의 지배인자를 평가하였다. 그 연구 결과를 정리하면 다음과 같다.

1. 맞대기 용접된 SS400 및 AH36에 대해, SS400의 경우 아크 및 레이저 영역 모두 HAZ에서의 최대경도 값이 용융부와 비슷하였으나, AH36의 경우에는 HAZ에서의 최대 경도가 용융부보다 더욱 높게 나타났으며, 이것은 SS400 연강보다 AH36강재의 Mn의 영향과 용접열에 의해 열처리성이 커져서 마르텐사이트가 더욱 많이 생성되어 높은 경도를 나타낸 것으로 사료되며 이것은 인장 시험의 결과와 일치하였다.
2. SS400 강재와 AH36강재 모두 용접부의 강도는 모재의 강도와 동등하였으나, 연신율은 SS400의 모재가 43.42 %인 반면 용접부의 연신율이 34.55 %로 약 21 % 낮았으며, AH36강은 모재 42.58 %, 용접부 21.3 %로 약 50 % 정도 낮았다. 또한 AH36강재는 최적 용접 조건에서의 인장 시험 시 용접부에서 파단되었다. 이것은 레이저의 좁은 키홀 용접에 비해, 아크 입열에 의해 냉각되는 시간이 더 긴 아크 영역에서 마르텐사이트 생성 시간이 더 길어서 마르텐사이트 양이 많아짐에 따라 취성이 증가하여 HAZ에서 파단된 것으로 판단되었고, 강도는 모재와 유사하나 인성을 향상시켜야 할 것으로 조사되었다.
3. SS400과 AH36의 용접부 미세조직은 텐드라이트 조직이 관찰되었으며 HAZ는 결정립의 조대화 영역과 미세화 영역으로 구성되었다. SS400의 조대화된 HAZ에서는 펄라이트, 마르텐사이트 및 페라이트의 조직이 관찰되었다. AH36강의 경도가 높은 것은 SS400과 동일하게 마르텐사이트와 페라이트로 구성되었으나, SS400에 비해 마르텐사이트와 같은 단단한 조직의 분율이 더욱 높은 것으로 사료된다.
4. A5083재의 용접부의 경도측정 결과, 높은 입열로 인한 연화현상으로 용융금속과 열영향부에서 약간의 경도저하가 발생하였으며 용접부의 인장강도는 모재 인장강도의 90 % 정도로 용접부에서 파단이 일어났다. A6061재는 용착 금속과 열영향부의 경도저하와 함께 강도 또한 모재의 75 % 정도이었다. 이는 모재에 포함된 알루미늄 강화 원소인 Mg이 용접동안 증발에 의해 연화가 발생하였고, 또한 기공이 발생하는 원인

으로 사료된다. A5083은 모재에 4.59 % 함유되어 있었고, 용가재에도 4.5~5.5 %의 함량이 다량 포함되어 있어서 많은 양이 증발함에도 모재강도의 90 %가 얻어졌지만, A6061은 모재에 구성되어 있는 성분량이 작기 때문에 용접 시 많은 양이 증발되어 강도가 낮아졌다. 또, Mg의 증발은 기공의 원인으로 사료되기 때문에 이를 제어할 용접의 지배인자인 용접 열원의 제어가 중요한 것으로 판단되었다.

5. 용접부의 미세조직에서 기공 및 균열 등의 용접결함은 발견되지 않았다. A5083의 미세조직은 A6061의 미세 조직보다 덴드라이트의 크기가 좀 더 작고, 응고조직의 가운데에 존재하는 등축정의 크기도 더 작았다. 또한 A5083의 용입특성이 A6061에 비해 우수하고 보다 깊은 용입깊이를 얻었다.
6. 알루미늄 합금재의 레이저-아크 하이브리드 용접의 최적 조건은 A5083(8 mm¹)의 경우 $P_L = 4.5 \text{ kW}$, $I = C+P180 \text{ A}$, $v = 3 \text{ m/min}$ 이며, A6061(8 mm¹)의 경우 $P_L = 5.0 \text{ kW}$, $I = C+P180 \text{ A}$, $v = 2.5 \text{ m/min}$ 에서 얻을 수 있었다. 이는 A6061의 열전도도가 $0.37 \text{ cal/cm}^3/\text{C}$ 으로 A5083의 열전도도 $0.31 \text{ cal/cm}^3/\text{C}$ 보다 높아서, 입열 에너지가 완전 용입을 이루기 위해서는 A6061은 A5083보다 더 많은 입열이 요구되어, 높은 레이저 출력과 느린 용접 속도가 필요한 것으로 판단되었다.



제 6 장 총괄 결론

선박건조용 재료로 주로 사용되고 있는 6 mm 이상 두께의 구조용 강재와 알루미늄 합금재에 대하여, 아크 용접이나 레이저 용접에서 수반되는 변형과 얇은 용입깊이 등의 문제점을 해결하여 실용적 적용성을 높이기 위해 새로운 레이저-아크 하이브리드 용접 프로세스를 사용하였으며, 이에 따른 다양한 공정변수들을 검토하였다. 최적화된 실험 조건에서 8 mm 이상의 두께를 가진 후판 재료의 건전한 완전용입 용접이 가능하였으며, 그 결과를 아래에 정리한다.

1. 두께 8 mm이상의 구조용 강재인 SS400, AH36강과 알루미늄 합금재 A5083, A6061의 레이저-아크 하이브리드 맞대기 용접성을 검토한 결과, 아크 열원과 레이저 열원만의 용접조건에서 얻을 수 없었던 완전용입 용접이 가능하였다. 이것은 아크용접과 레이저 용접의 안정된 비드 용접조건에서 레이저-아크 하이브리드 용접의 공정 변수들을 최적화함으로써 얻을 수 있었다.
2. SS400과 AH36강의 맞대기 접합에서 결함이 없는 완전용입이 얻어진 조건은 실험재료의 두께에 따라 서로 다른 용접 변수들이 제한된 조건에서 이루어졌다. 특히 레이저 출력과 용접전류, 용접속도 등 입열량이 변동될 경우에는 레이저 플룸과 아크 플라즈마의 상호작용과 입열량이 용융지에 다르게 작용하여 영향을 미치는 것으로 사료된다.
3. 알루미늄 합금재인 A5083과 A6061은 용접전류 180 A, 비초점거리 0 mm, 레이저-아크 간의 거리는 2 mm로 동일하였다. 한편 레이저 출력의 경우에는 A5083과 A6061은 각각 4.5 kW와 5 kW이었고, 용접속도는 A5083과 A6061은 각각 3 m/min와 2.5 m/min으로 상대적으로 A6061이 많은 입열량을 필요하였다. 이것은 알루미늄 합금재의 열전도도에 따라 완전용입 조건이 상이하았기 때문인 것으로 판단되었고, 알루미늄의 재질과 두께에 따라서 완전용입이 이루어지는 용접 변수들의 범위가 제한되기 때문으로 사료된다.
4. SS400 및 AH36 강과 A5083 및 A6061의 알루미늄 합금에 대한 레이저-CMT 하이브리드 용접은 레이저 단독 용접보다 용입 깊이는 증가하지 않았지만 비드 안정성이

높았다. 또 알루미늄 합금재의 경우에는 레이저와 펄스아크, CMT 아크간의 거리가 용접전류의 크기에 따라 차이가 있어서 용접전류의 증가에 따라 그 거리는 멀어졌다. 또한 알루미늄 합금재는 강재에 비해 반사율이 높기 때문에 보다 가까운 거리에서 아크력에 의한 충분한 예열이 필요한 것으로 사료되었다.

5. SS400과 AH36 강의 완전 용입이 이루어진 레이저-아크 하이브리드 맞대기 용접부의 경도 측정과 인장시험을 실시한 결과에 의하면, AH36 강의 경도는 SS400 강의 경도보다 높았으며 특히, HAZ부에서의 경도가 크게 높게 나타났다. 이것은 강도와 인성을 향상시키기 위하여 미세한 원소성분을 제어시켜 제조한 강종인 AH36 강에 포함된 구성 성분과 높은 레이저출력과 용접전류를 사용함으로써 용융금속 부근의 열영향부에서 용가재에 포함된 Si 성분에 의해 고용강화가 일어나고 Mn 농도가 증가함으로써 용융 후 급속 냉각에 의해 마르텐사이트의 양이 증가한 때문이라고 사료된다. 인장강도시험한 결과에 의하면, 이들 두 재료의 강도는 모두 모재와 유사하였으나, AH36강은 연신율이 하락하여 모재 대비 50%로 낮게 나타났다. 이것은 용가재로부터 추가된 Mn과 같은 강화원소가 레이저와 아크의 입열량 때문에 열영향부(HAZ)에서 마르텐사이트의 생성을 증가시켰기 때문으로 판단되었다.
6. A5356 용가재를 사용하여 맞대기 용접한 A5083과 A6061 알루미늄 합금재의 인장강도시험과 경도 분포를 비교한 결과에 의하면, A5083 및 A6061재의 인장강도는 모재 강도의 약 90 %, 75 % 정도로 연화되었다. 여기서 A5083재의 Mg의 농도는 약 4.2~4.6 %로 용접 전 모재와 유사하게 분포하였지만, A6061의 경우에는 1.2~1.5%로 용접 전의 모재보다 Mg 함량이 증가되었다. 또한, 이와 같이 용가재에 포함된 Mg 성분이 보충되어 용접시 일어난 증발을 보완했음에도 강도가 저하하는 것은 열처리 강화형인 A6061재의 석출강화특성이 용접열에 의해 해소되었기 때문이라고 사료된다.
7. A5083과 A6061재의 맞대기 용접에서는 저온 용접인 CMT 용접 모드와 펄스 모드를 혼합하여 용접을 행함으로써 적절한 강도특성이 확보될 뿐만 아니라, 기공과 균열, 언더컷, 험핑비드와 같은 결함이 없는 건전하고 좋은 용입을 갖는 우수한 용접특성을 구현할 수 있었다.
8. 실드가스는 전면비드의 보호와 용융지의 안정화에 기여하였으며 실드가스가 너무 적을 경우에는 산화가 발생하였다. 또한, 이면 비드 실드가스가 너무 과할 경우에는 급속한 냉각으로 플라즈마의 안정적인 배출을 방해하여 이면 비드에 험핑이 발생하였고, 비드외관과 용접부의 형상에 직접적인 영향을 미쳤다.
9. 구조용 강재로 널리 사용되는 SS400과 합금원소의 제어에 의해 제조되는 높은 인성

과 강도를 가지는 AH36 강과 비열처리형 알루미늄 합금재 A5083과 열처리형 알루미늄 합금재 A6061과 같은 다양한 특성을 가진 구조용 재료들에 대해서, 적은 변형과 깊은 용입을 가지는 레이저의 특성과 넓은 갭허용도, 열전도에 의한 용입 깊이의 증대를 도모하는 아크용접 열원을 결합한 하이브리드 용접은 8 mm 이상의 두꺼운 재료에 대한 단일 용접 패스와 빠른 용접속도로 우수한 작업성과 경제성을 가진 용접법으로 산업계에 기여할 것으로 생각된다. 특히 저입열 아크 용접이 필요한 알루미늄과 같은 재료에 CMT아크와 펄스아크를 결합하여 레이저와 하이브리드한 방법은 적은 변형과 우수한 용접부를 얻는데 도움이 될 것으로 확신한다.



참고문헌

1. 김 영식, “해양플랜트의 설계와 용접공학”, 다솜출판사, 2010
2. 대한용접학회, “용접·접합 편람” 명헌문화사, 1998
3. 박 범신, “선급 및 강선규칙, 제2편 재료 및 용접”, (사)한국선급, p9, 2016
4. 牧野吉延, 椎原克典, 浅井 知, 南 宏一, “ CO₂レ-ザ・アクハイブリッド溶接法”, 第53回 레-ザ加工學會論文集, p31-37, 2001
5. W.M. Steen and M. Eboo, "Arc augmented laser welding", Metal Construction 11(7), p332,333,335, 1979
6. William M. steen, "Arc augmented laser processing of materials", J.Appl.Phys.51(11) 5636, 1980
7. Flemming Ove Olsen, "Hybrid laser-arc welding", WOODHEAD PUBLISHING LIMITED, 2009
8. 阿 部 信 行, 林 雅 一, “レ-ザ・ア-ク複合溶接法の現状と将来”, 溶接學會誌 第70卷 第4号, p7-11, 2001
9. Claus Bagger and Flemming O. Olsen, "Review of laser hybrid welding", Journal of Laser Applications, Vol.17, No.1, p2~14, 2005
10. Masafumi YONEDA and Munehide KATSUMURA, “レ-ザを用いた複合加工“, 溶接學會誌, 第58卷, 第6号, p427-434, 1989
11. International standard, ISO 12932, “Welding-Laser-arc hybrid welding of steels, nickel alloys- Quality levels for imperfections”, 2013
12. International standard, ISO 15609-6, “Specification and Qualification of Welding proceduress for metallic materials-Welding procedure specification-, Part 6: Laser-arc hybrid welding”, 2013
13. International standard, ISO 15614-14, “Specification and Qualification of Welding proceduress for metallic materials-Welding procedure test-, Part 14: Laser-arc hybrid welding of steels, nickel and nickel alloys”, 2013
14. U. Dilthey and A. Wieschemann, "PROSPECTS BY COMBINING AND COUPLING LASER BEAM AND ARC WELDING PROCESSES", Welding in the World, Vol.44 no 3, p37-46, 2000
15. 中嶋徹, 櫻井茂, 行, 三柳直毅, 高野悠敬, "レ-ザ・ア-ク併用溶接の開先内發光現象に關

する検討”, 第53回レ-ザ加工學會論文集, p25-30, 2001

16. Kihara Takayuki, Nakata Kazuhiro and Ushio Tomoyuki, "Laser-MIG Hybrid Welding Process for Aluminum Alloys(Report) - Effect of laser beam parameters on penetration depth-", Journal of Japan Welding Society, Vol.69, p30-31, 2001

17. 沓名 宗春, 陳 亮, “炭素鋼のレ-ザ・マグハイブリッド溶接の研究”, 第53回レ-ザ加工學會論文集, p9-16, 2001

18. 石出 孝, 名山 理介, 渡辺 眞生, 長島 是, “ア-クとYAGレ-ザのハイブリッド化-同軸TIG-YAG, MIG-YAG 溶接法の開発-", 溶接學會誌 第70巻 第4号 p394-399, 2001

19. Matsuda J, Utsumi A, Katsumura M, Hamsaki M and Nagata S, "TIG or MIG arc augmented laser welding of thick mild steel plate, Joining & Materials 1(1), p31-33, 1988

20. J. Tušek and M. Suban, “Experimental research of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas in arc welding of high-alloy stainless steel”, International Journal of Hydrogen Energy, 25, p369-376, 2000

21. 浜崎正信, 勝村宗英, 松田 純, 永田重幸, “テグ・レ-ザ併用溶接におけるテグ電流の影響について”, 高温學會誌 第9巻 第2号 , p79-83, 1983

22. S.G. Gornyi et. al. , "Special features of heating metal in laser arc welding", Paton Welding Journal 1(1), p76-77, 1989

23. Ming Gao, Xiaoyan Zeng and Qianwu Hu, "Effects of gas shielding parameters on weld penetration of CO2 laser-TIG hybrid welding", Journal of Materials Processing Technology 184, p177-183, 2007

24. Giovanni Tani, Giampaolo Capana, Alessandro Fortunato and Alessandro Ascari, "The influence of shielding gas in hybrid LASER-MIG welding", Applied Surface Science 253, p8050-8053, 2007

25. P. Sathiya, Mahendra Kumar Mishra, R. Soundarajan and B. Shanmugarajan, "Shield gas effect on weld characteristics in arc-augmented laser welding process of super austenitic stainless steel", Optics & Laser Technology 45, p46-55, 2013

26. M. Suban and J. Tušek, "Dependence of melting rate in MIG/MAG welding on the type of shielding gas used, Journal of Materials Processing Technology 119, p185-192, 2001

27. P. Sathiya, Mahendra Kumar Mishra and B. Shanmugarajan, "Effect of shielding gases on microstructure and mechanical properties of super austenitic steel by hybrid welding", Materials and Design 33. p203-212, 2012

28. Shanping Lu, Hidetoshi Fujii and Kiyoshi Nogi, "Malangoni convection and weld shape

variations in Ar-O₂ and Ar-CO₂ shielded GTA welding", Materials Science and Engineering A380, p290-297, 2004

29. Shanping Lu, Hidetoshi Fujii and Kiyoshi Nogi, "Sensitivity of Malangoni convection and weld shape variations to welding parameters in O₂-Ar shielded GTA welding", Scripta Materialia 51, p271-277, 2004

30. FUJII Hidetoshi, LU Sangping, SATO Toyoyuki and NOGI Kiyoshi, "Effect of Oxygen Content in He-O₂ Shielding Gas Weld Shape for Ultra Deep Penetration TIG", Transaction of JWRI, Vol.37, No1, 2008

31. G. Campana, A. Ascari, A. Fortunato and G. Tani, "Hybrid laser-MIG welding of aluminum alloys: The influence of shielding gases", Applied Surface Science 255, p5588-5590, 2009

32. 石出 孝, 橋本 義男, 長島 是, 渡辺 眞生, "TIGアーク同軸化 YAGレーザ溶接法の開発", (社)溶接學會 第29回 高エネルギービーム加工研究委員会, HEB-313-98, p1-8, 1998

33. 荒木 孝雄, 米田 理史, 勝村 宗英, "いま, 複合加工技術がおもしろい", 溶接技術 1994年 2月号, p120-127, 1994

34. 渡辺 眞生, 長島 是, 坂下 英司, 上城 和洋, 石出 孝, "レーザ・アーク溶接法の開発 -同軸 TIG-YAG, MIG-YAG溶接法-", 第53回レーザ加工學會論文集, p38-42, 2001.7

35. 樽井 大志, "同軸プラズマレーザ溶接", 第53回レーザ加工學會論文集, p43-48, 2001

36. 大森 明, 白澤 秀則, 周 展, "プラズマ・レーザ複合溶射技術による皮膜の高機能化", (社)溶接學會 第29回 高エネルギービーム加工研究委員会, HEB-308-98, p1-8, 1998

37. Yanbin Chen, Jeicai Feng, Liqun Li, Shuai Chang and Guolong Ma, "Microstructure and mechanical properties of thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fiber laser-arc welding", Material Science & Engineering A, A582, p284-293, 2013

38. R. S. Xiao, G. Ambrosy, T. C. Zuo and H. Hügel, "New approach to improve the laser welding process of aluminum by using an external electrical current", Journal of Materials Science Letters 20, p2163-2165, 2001

39. 阿部信行, 棚田泰司, 林雅一, 土谷良明, "導光路付きレーザ・アーク複合高速度溶接の研究", 第29回 高エネルギービーム加工研究委員会, HEB-312-98, p1-6, 1998

40. 全 紅軍, 上山 智之, 木原 貴行, 中田 一博, 牛尾 誠夫, "レーザ・交流パルスミグハイブリッド溶接法による薄板アルミニウム合金溶接の高速化", 溶接學會論文集 第22巻 第1号, p27-36, 2004

41. 박 상현, 이 희근, 김 진용, 정 하택, 박 영환, 강 정윤, “알루미늄 5083 합금의 플라즈마 마그 하이브리드 용접시 용접부 미세조직과 기계적 성질 변화에 미치는 용접조건 의 영향”, Journal of Welding and Joining, Vol.33 No.1 p61-71, 2015
42. A.Mahrle and E. Beyer, "Hybrid laser beam welding-Classification, characteristics, and applications", Journal of Laser Applications, Vol.18, No.3, p169-180, 2006
43. Seiji Katayama, Yasuaki Naito, Satoru Uchiumi and Masami Mizutani, "Laser-Arc Hybrid Welding", Solid State Phenomena Vol.127, p295-300, 2007
44. W.V. Vaidya, K. Angamuthu, M. Kocak, R. Crube and J. Hackius, "Strength and Fatigue Resistance of Laser-MIG Hybrid Butt Welds of an Airframe Aluminium Alloy AA6013", Welding in the world Vol.50(11-12), p88-97, 2006
45. Toshihiko OOIE, Akihiro UTSUMI and Tetsuo YANO, "レ-ザハイブリッド溶接・表面 処理“, 第53回レ-ザ加工學會論文集, p17-24, 2001
46. Liu Zhongjie, Katayama Muneharu and Sun Liquan, "CO2 Laser-MAG Hybrid Welding of 590 Mpa High Strength Steel", Journal of Japan Welding Society, 24(1), p17-25, 2006
47. G.Herziger, "The influence of laser-induced plasma on laser materials processing." The Industrial Laser Annual Handbook, Fraunhofer-Institute of Laser Technology (1986),p108-115
48. Gang Song, Liming Liu and Peichong Wang, "Overlap welding of magnesium AZ31B sheets using laser-arc hybrid process", Material Science and Engineering A429, p312-319, 2006
49. A. El-Batahgy and M. Kutsuna, "Laser Beam Welding of AA5052, AA5083, and AA6061 Aluminum Alloys", Advances in Materials Science and Engineering, Volume 2009, Article ID974182, 9pages (2009)
50. Liming Liu, Gang Song, Guoli Liang and Jifeng Wang, "Pore formation during hybrid laser-tungsten inert gas arc welding of magnesium alloy AZ31B-mechanism and remedy", Material Science and Engineering A390, p76-80, 2005
51. Jing-bo Wang, Hitoshi Nishimura, Kouji Fujii, Seiji Katayama and Masami Mitzutani, "Study of improvement of gap tolerance in laser MIG arc hybrid welding of aluminium alloy", Welding International Vol.23, No.10, p723-733, 2009
52. 김 정한, “마그네슘 합금의 레이저 용접성에 관한 연구”, 한국해양대학교 공학박사 학위논문, 2012. 2
53. Jing-bo Wang, Hitoshi Nishimura, Seiji Katayama and Masami Mitzutani, "Welding of aluminium alloy by using filler-added laser-arc hybrid welding process", Welding

International Vol.27, No.2, p98-108, 2013

54. Jan Karlsson, Peter Norman, Alexander F.H. Kaplan, Per Rubin, Javier Lamas and Armando Yanez, "Observation of mechanisms causing two kind of undercut during laser hybrid arc welding", *Applied Surface Science* 257, p7501-7506, 2011
55. C.V. Hyatt, K.H. Magee, J.F. Porter, V.E. Machant, and J.R. Matthews, "Laser-assist gas metal arc welding of 25-mm-thick HY-80 plate", *Weld. J.(Miami, FL, U.S.)*, 163-s-172-s, 2001
56. LIU Zhongjie, XU Guojian and KUTSUNA Muneharu, "Laser and laser-MAG hybrid welding of high strength steel using fiber laser and CO₂ laser", *Journal of Japan Welding Society*, 25(2), p254-260, 2007
57. Ming Gao, Shuwen Mei, Zemin Wang, Xiangyou Li and Xiaoyan Zeng, "Process and joint characterizations of laser-MIG hybrid welding of AZ31 magnesium alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, 212, p1338-1346 (2012)
58. Lin Li, "The advances and characteristics of high-power diode laser materials processing", *Optics and Lasers in Engineering* 34, p231-253, 2000
59. 김 종도, 김영식, "조선해양소재공학", 다솜출판사, 2015
60. Peter M. Morman, Jan Karlsson and Alexander F.H. Kaplan, "Mechanisms Forming Undercuts during Laser Hybrid Arc Welding", *Physics Procedia* 12, p201-207, (2011)
61. Kuang-Hung Tseng, Chih-yu Hsu, "Performance of activated TIG process in austenite stainless steel welds", *Journal of Materials Processing Technology*, 211, p503-512 (2011)
62. 조상명, "펄스아크 용접에 있어서 파형 제어와 용접특성", 대한용접·접합 학회지 제 21권 제1호, P21-34, 2003
63. Y. Naito, S. Katayama, and A. Matsunawa, "Keyhole behaviour and liquid flow in molten pool during laser-arc hybrid weld", *LAMP 2002 Proceeding, Volume 4831*, p357
64. Liming Liu, Minghua Chen and Chenbin Li, "Effect of electric arc on laser keyhole behavior based on direct observation during low power pulsed laser-arc hybrid welding process", *Optics and Lasers in Engineering* 51, p1153-1160, 2013
65. Jun Yan, Xiaoyan Zeng, Ming Gao, Jian Lai and Tianxiao Lin, "Effect of welding wires on microstructure and mechanical properties of 2A12 aluminum alloy in CO₂ laser-MIG hybrid welding", *Applied Surface Science* 255, p7307-7313, 2009
66. Da-Quan Zhang, Jin Li, Hyung Goun Joo and Khanh Yong Lee, "Corrosion properties of Nd:YAG laser-GMA hybrid welded AA6061 Al alloy and its microstructure", *Corrosion*

Science 51, p1399-1404, 2009

67. Da Quan Zhang, Xin Jin, Li-Xin Gao, Hyung Goun Joo and Kang Yong Lee, "Effect of laser-arc hybrid welding on fracture and corrosion behaviour of AA6061-T6 alloy", Material Science and Engineering A 528, p2748-2754, 2011
68. Chao He, Chongxiang Huang, Yongjei Liu, Jiukai Li and Qingyuan Wang, "Effects of mechanical heterogeneity on the tensile and fatigue behaviour in laser-arc hybrid welded aluminium alloy joint", Material and Design 65, p289-296, 2015
69. P. Leo, G.Renna, G.Casalino and A.G.Olabi, "Effect of power distribution on the weld quality during hybrid laser welding of Al-Mg alloy", Optics & Laser Technology 73, p118-126, 2015
70. W.Van Haver, X. Stassart, J. Verwimp, B. de Meester and A. Dhooge, "FRICTION STIR WELDING AND HYBRID LASER WELDING APPLIED TO 6056 ALLOY", Welding in the World, Vol.50 no.11/12 p65-77, 2006
71. Shaohua Yan, Hui Chen, Zongtao Zhu and Guoqing Gou, "Hybrid laser-Metal Inert Gas of Al-Mg-Si alloy joint: Microstructure and mechanical properties", Material and Design 61, p160-167, 2014
72. Shaohua Yan, Yuan Nie, Zongtao Zhu, Hui Chen, Guoqing Gou and Jinpeng Yu, "Characteristics of microstructure and fatigue resistance of hybrid fiber laser-MIG welded Al-Mg alloy joints ", Applied Surface Science 298 p12-18, 2014
73. The Alessandro Ascari, Alessandro Fortunato Leonardo Orazi and Giampaolo, "The influence of parameters on porosity formation in hybrid LASER-GMA welding in AA6082 aluminum alloy", Optic & Laser Technology 44, p1485-1490, 2012
74. 정 점진, 오 동수, "알루미늄 용접의 현장기술", 기전연구사, 2013
75. ASM HANDBOOK COMMITTEE, "Metallography, structures and phase diagrams", Metals handbook vol.8, American Society of Metals, p120-129, (1973)

연구실적

1. 학술대회

1. J. D. Kim, J. H. Oh, G. H. Myung, I. D. Park, S. J. Lee and J. Suh, "Penetration Characteristics by Control of Welding Speed and Current with Distance between Laser and Arc Heat Source during Hybrid Welding", *Proceedings of the 40th KOSME Spring Conference*, pp. 73, 2016
2. J. D. Kim, G. H. Myung, J. H. Oh, J. Suh and I. D. Park, " Effects of Welding Speed and Current in Butt Joint Welding for SS400 using Hybrid Welding", *Spring Annual Proceedings of Korean Society of Laser Processing* 4-5, pp. 26-27, 2015
3. J. D. Kim, G. H. Myung, M. K. Song, J. H. Oh, J. Suh and Y. C. Kim, "Effects of Pulse shape and Voltage on Welding Properties during Hybrid Welding", *Spring Conference of the Korean Welding and Joining Society*, Vol.62, pp. 78, 2015
4. J. D. Kim, G. H. Myung, M. K. Song, J. H. Oh, J. Suh and I. D. Park, "The penetration Characteristics with Pulse Correction and Arc Voltage during Laser-Arc Hybrid Welding for Steel", *Spring Conference of the Korean Society for Precision Engineering*, pp. 147, 2015
5. J. D. Kim, G. H. Myung, J. H. Oh, I. D. Park and J. Suh, " Effects of Arc Pulse Correction and Voltage on Penetration Characteristics and Weld Defects during Hybrid welding", *Proceeding of the 21th HiDEC-2015 of the Korean Welding and Joining Society*, pp. 141-145, 2015
6. M. K. Song, J. D. Kim G. H. Myung and J. H. Oh, "A Study on Laser-Arc Hybrid Weldability of Aluminium Alloy with Arc Welding Mode", *Science of Advanced Materials*, Vol. 7, pp. 91-96, 2015
7. M. K. Song, J. H. Oh, J. D. Kim, B. L. Kil, S. J. Lee, I. D. Park, "The Effect of Arc Current in Joining of Aluminium Alloy using Hybrid Heat Source combined Laser and CMT Arc", *Proceedings of KSPE 2015 Autumn Conference*, pp. 148, 2015
8. G. H. Myung, J. D. Kim, M. K. Song, J. H. Oh, J. Suh, I. D. Park, "Effect of Focal Length on Penetration Characteristics during Laser-Arc Hybrid Welding", *Proceedings of KSPE 2014 Autumn Conference*, pp. 92, 2014
9. J. D. Kim, G. H. Myung, M. K. Song, J. H. Oh, J. Suh, "Effect of Distance between Laser and Arc Heat Source on Weldability during Laser-Arc Hybrid Welding for SS400", *Proceedings of the KOSME 2014 Spring Annual Meeting*, pp. 1153-1154, 2014
10. J. D. Kim, M. K. Song, G. H. Myung, J. H. Oh, "Fundamental Study on Hybrid Welding using Laser and CMT Arc Heat Source for Aluminium Alloy", *International Journal of Korean Welding Society*, pp. 74, 2014

11. K. D. Park, J. H. Oh, S. M. Cho, "Automation of CO₂ Welding for I Type Butt Joint using Copper Block in Convex Section Shape Steel Assembly", *International Journal of Korean Welding Society*, pp. 140, 2009
12. K. M. Bae, J. H. Oh, S. M. Jo, "The Effect of Fillet Leg Length and Torch Weaving on Park Fit-Up Tolerance of Robotic Welding", *International Journal of Korean Welding Society*, Vol. 48, pp. 300-302, 2007
13. H. G. Kim, I. C. Nam, J. H. Oh, Y. S. Kim, "A Study on the Erosion-Resistant Cermet Film Coating using the Detonation Spray Method", *International Journal of Korean Welding Society*, pp. 272-276, 2000
14. Y. S. Kim, J. H. Oh, "A Study on the Al Penetration of the Steel Material Surface by the Spraying Method", *International Journal of Korean Welding Society*, pp. 87-91, 1988
15. Y. S. Kim, M. S. Han, J. H. Oh, "A Study on the Effects of Low Carbon Steel Manufacturing Process on Low Cycle Fatigue Properties" Proceedings of the KSME 1988 Spring Annual Meeting, pp. 455-459, 1988

2. 연구논문

1. J. D. Kim, G. H. Myung, M. K. Song, J. H. Oh, J. Suh, "The Characteristics of Bead Welding on Steel with Process Parameter during the Laser-Arc Hybrid Welding(I) - Effect of Flow Rate of Shield Gas and Distance between Laser and Arc" *Journal of Welding and Joining*, Vol. 33(2), p85-90, 2014
2. H. G. Kim, I. C. Nam, J. H. Oh, Y. S. Kim, "A Study on the Erosion-Resistant Cermet Film Coating using the Detonation Spray Method", *International Journal of Korean Welding Society*, Vol. 19(1), p95-103, 2001
3. Y. S. Kim, C. H. Bae, K. M. Moon, J. H. Oh, "A Study on the Al Cementation and Formation of Corrosion-Resisting, Hardening Layer on the Steel Surface by the Arc Spray Method", *Journal of the Korean Society of Marine Engineering*, Vol. 13, p160-173, 1989

감사의 말씀

무슨 말씀을 들어 격려해주시고 도와 주신분들께 감사의 말씀을 드려야 할지 모르겠습니다. 제가 8년 전 회사에 근무하던 시절, 우연히 방문해주신 교수님과 짧은 만남과 몇 마디의 자극적인 권유가 새로운 목표에 대한 큰 자극이 되어 용기를 가지게 되었고, 김 중도 교수님 연구실 문을 두드리게 된 계기가 되었습니다. 2010년 대학원에 입학하면서, 오래 전에 취업하면서 잊어버렸던 책을 보는 즐거움도 다시 느끼게 되었고, 열심히 노력하시는 많은 학우들을 만나게 되어 즐거우면서도 힘든 고민을 하며 지내온 기간이 어느덧 6년여 기간이 지나게 되었습니다. 이 기간 동안 개인적으로도 변화가 많았습니다. 다니던 직장을 그만두고 조그만 회사를 만들어서 하고 싶은 일을 하게 된지도 5년이 넘었습니다. 그동안 힘들어 하는 저를 보며 격려와 지도를 함께 해주신 김중도 교수님께 진심으로 감사드립니다. 존경합니다. 사랑합니다.

28년 전, 철없는 석사시절을 가르쳐 주신 김영식 교수님은 아버지 같은 분입니다. 오랜 직장생활을 핑계로 자주 찾아뵙지 못했는데 심사위원으로 다시 뵙게 되는 고마움을 얻게 되었습니다. 귀찮아하시지 않고 검토해주신데 대해 감사드립니다. 또한, 항상 열정적이신 이성렬 교수님께도 감사를 드리고 싶습니다. 평소 지도하실 때 정열적이신 모습에 연세를 모를 정도였습니다. 교수님과의 만남을 소중히 간직하겠습니다. 학교일과 대외적인 일이 항상 많으신 이명훈 교수님께는 많은 괴로움을 드린 것 같아 송구스럽습니다. 바쁘신 일정에도 심사 위원장을 맡으셔서, 염치없는 저의 요청에 출장 중에도 마다하지 않으시고 열정적으로 검토해주신 것에 감사드리며, 잊지 않겠습니다. 멀리서 마다않고 심사에 참여해주신 조해용 교수님께도 감사의 말씀을 드립니다. 교수님의 지적과 지도를 간직하겠습니다.

다시 시작한 학교생활에 불철주야 연구에 힘쓰는 많은 학우들을 만났던 것이 행운이었던 것 같습니다. 처음 연구실에 들렀을 때 만났던 이상수 사장님, 윤희종 박사님, 이창제 박사님과 이정환 박사님, 제가 공부하는 동안에 유학을 마치고 귀국한 이수진 박사님, 오랜 기간 같이 수학했던 김평수 박사님이 생각이 납니다. 박용호 사장님과 최소영씨, 문찬희씨, 이재범씨, 명기훈씨와 태경봉 선배님과 함께 수업하던 생각이 납니다. 특히 연구실에서 밤잠을 설치며 노력하고 있는 이은진씨, 김지성씨, 박수한씨와 멀리서 아픈 허리를 이끌고 수업에 참여하고 있는 오상진 부장님, 석종민씨와 연구실 터주대감 송무근씨에게 고마움을 전하고 싶습니다. 또한 방식연구실에서 공부에 여념이 없으신 조규장 전무님께도 격려와 감사를 드립니다.

오랜 인연을 맺어온 베스트 F.A 김유찬 사장님께도 감사의 말씀을 드립니다

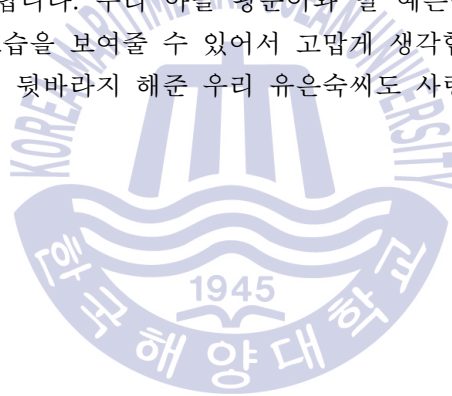
항상 옆에서 격려를 해준 친구들 김영균 박사와 최동환 원장, 박 민호 기술사님, 정현석 교수께도 감사드리며, 김재수씨와 이승학씨께도 감사의 말씀을 드립니다.

함께 직장 생활을 오랫동안 같이하였고, 부대끼며 격려를 아끼지 않았던 엔엠에어테크 김남명 사장님과 에머슨마린엔지니어링 매니지먼트(주) 문병혁 사장님께도 감사드립니다.

같이 늙어가는 우리 해대 박용기계공학과 81학번 동기들의 격려도 큰 힘이 되었습니다. 또, 모든 행사에 참석하지 못하는데도 미워하지 않고, 격려해주신 동래고등학교 동창 및 선배님들께도 감사드립니다.

막상 감사의 말씀을 써 내려 가면서, 정말 많은 분들이 주위에서 격려와 응원을 해주셨다는 것을 새삼 깨닫게 되었습니다. 여러 가지 일들이 생각납니다만 어려운 여건 속에서 열심히 연구하고 있는 후배들에게 또 다시 감사와 격려를 드립니다.

제가 학업이 어느 정도 끝나가는 6월 말, 여든이 넘으신 아버지, 어머니께 말씀을 드렸을 때, 말없이 웃으시는 아버님과 앞니가 없으신 어머니가 눈물이 글썽하시며 함박웃음으로 축하해 주셨습니다. 가족이 가장 좋아하시나 봅니다. 모든 것을 떠나서..., 사랑하는 부모님께 감사드립니다. 우리 아들 광문이와 딸 예은에게도 부끄럽지 않게, 열심히 공부하는 아빠의 모습을 보여줄 수 있어서 고맙게 생각합니다. 회사 일을 도맡아 하면서 뒷바라지 해준 우리 유은숙씨도 사랑하고 고맙습니다.



2016년. 7월 19일
오 재환